

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



T E S I S

ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE ALEACIONES
BINARIAS FE-SI

POR

NATHALY LIZZY LÓPEZ TREVIÑO

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

JULIO 2015

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



T E S I S

ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE
ALEACIONES BINARIAS FE-SI

POR

NATHALY LIZZY LÓPEZ TREVIÑO

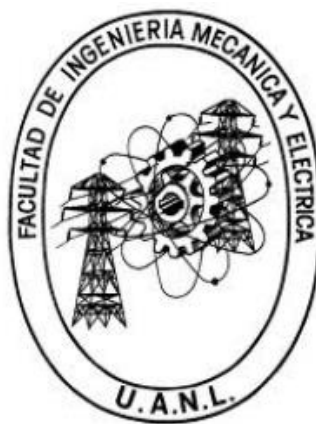
EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES

JULIO DE 2015

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



T E S I S

ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE
ALEACIONES BINARIAS FE-SI

POR

NATHALY LIZZY LÓPEZ TREVIÑO

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN
MATERIALES

CIUDAD UNIVERSITARIA

JULIO DE 2015

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “Estudio de las propiedades mecánicas de aleaciones binarias Fe-Si”, realizada por la Ing. Nathaly Lizzy López Treviño, matrícula 1211451, sea aceptada para su defensa de tesis como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor
Dra. Martha P. Guerrero Mata

Coasesor
Dr. Rafael Colás Ortiz

Coasesor
Dr. Sergio Haro Rodríguez

Vo. Bo.
Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, N.L. Julio 2015

“Levanten los ojos a lo alto y vean. ¿Quién ha creado estas cosas? Es Aquel que saca el ejército de ellas aun por número, todas las cuales él llama aun por nombre. Debido a la abundancia de energía dinámica, porque él también es vigoroso en poder, ninguna [de ellas] falta.”

(Isaías 40:26)

*A Jehová mi Dios, por ser el
Único digno de honra y gloria.*

*A Mamá, Papá, David y Melisa,
sin ustedes, no soy nadie.*

*A mí, y a todos mis
sueños locos...*

AGRADECIMIENTOS

Agradezco inicialmente a tres personas que sin ellas no hubiera sido posible toda esta experiencia: A la Dra. Martha Guerrero por su importante apoyo y por haber confiado en mí en toda la marcha de este trabajo a pesar de dificultades. Al Dr. Rafael Colás por haberme guiado y dado su apoyo incondicional y por haberme compartido de sus conocimientos, además de que siempre tenía algún chiste para ver las cosas irónicamente. Al Dr. Carlos Guerrero por haberme apoyado en mi carrera como estudiante de maestría, sin su criterio como profesor, yo no hubiera efectuado este trabajo.

También agradezco al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por permitirme ser su becario y por haber financiado todos los gastos de este proyecto y haberme dado la oportunidad de viajar al extranjero. También agradezco a la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL) por ser la cuna que fomenta esta clase de proyectos y por haberme dado mi formación profesional.

Agradezco al Dr. Jürgen Schneider por haberme aceptado en la Universidad Técnica de Minas de Freiberg (TUBAF) para realizar la estancia en Alemania.

También a mis compañeros de maestría por su apoyo: Pedro Páramo, Miguel Delgado, Azael Torres, Arturo Reyes, Gabriela González, Gabriela Martínez, Jesús Sandoval, Mario Bello, Panchito y Paloma Jiménez.

.

A mi querida familia por apoyarme siempre en mis aventuras...

INDICE

RESUMEN	1
CAPÍTULO 1	2
Introducción	2
1.1 Hipótesis.	4
1.2 Objetivo general.	4
1.3 Objetivos específicos.	4
CAPÍTULO 2	5
Antecedentes	5
2.1 El silicio.	5
2.2 Generalidades de las aleaciones Fe-Si.	6
2.2.1 Aceros eléctricos con grano orientado.....	8
2.2.2 Aceros eléctricos de grano no orientado.	9
2.2.3 El rol del magnetismo en los aceros eléctricos.	12
2.2.3.1 Características de los materiales magnéticos blandos.....	14
2.2.3.2 Influencia de alta temperatura en el magnetismo.....	16
2.3 Transformaciones de fase de aleaciones Fe-Si.	18
2.3.1 Efecto de otros elementos aleantes.....	21
2.4 Deformación plástica del acero.....	22
2.4.1 Aspectos generales.	22
2.4.3.1 El recocido en un material deformado.....	28
2.5 Procesos de restauración cinética.	30
2.5.1 Relaciones constitutivas	30
2.6 Mecanismos de restauración dinámicos	31
2.6.1 Recuperación dinámica	32
2.6.2 Recristalización dinámica	34
2.7 Mecanismos de restauración estáticos	37
2.7.1 Restauración estática	37

2.7.2 Recuperación estática	39
2.7.3 Recristalización estática	40
2.8 Ensayos mecánicos a alta temperatura.	41
2.8.1 Ensayo mecánico de compresión.	41
2.8.2 Ensayo mecánico de compresión plana.	44
CAPÍTULO 3.....	45
Desarrollo Experimental.....	45
3.1 Introducción	45
3.2 Material de estudio.....	46
3.3 Diseño Experimental.....	47
3.3.1 Ensayos mecánicos de compresión axial.	48
3.3.1.1 Condiciones y parámetros.....	50
3.3.1.2 Consideraciones.....	52
3.3.2 Ensayos de compresión plana.....	54
3.3.2.1 Condiciones y parámetros.....	58
3.3.2.2 Consideraciones.....	62
3.3 Caracterización del material de estudio.	67
3.3.1 Preparación de muestras.....	67
3.3.2 Tamaño de grano.	69
CAPÍTULO 4.....	72
Resultados y Discusión.....	72
4.1 Descripción de resultados.....	72
4.2 Resultados de aleaciones Fe-Si con 1% Si	74
4.2.1 Curvas de fluencia de ensayos de compresión axial.	74
4.2.1.1 Esfuerzos promedio.....	77
4.2.1.2 Caracterización microestructural.....	80
4.2.1.3 Tamaño de grano.....	81
4.2.2 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana un impacto. ...	82
4.2.2.1 Esfuerzos Promedios.....	84
4.2.2.2. Caracterización microestructural.....	86
4.2.2.3 Tamaño de grano	87

4.2.3 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana con dos impactos.	89
4.2.3.1 Caracterización microestructural.....	90
4.2.3.2 Tamaño de grano.....	91
4.2.3.3 Índice de restauración.....	92
4.3 Resultados de aleaciones Fe-Si con 2% Si.	93
4.3.1 Curvas de fluencia de ensayos de compresión axial.	93
4.3.1.1 Esfuerzos promedio.....	96
4.3.1.2 Caracterización microestructural.....	98
4.3.1.3 Tamaño de grano.....	99
4.3.2 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana un impacto. .	100
4.3.2.1 Esfuerzos Promedio.....	102
4.3.3 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana dos impactos.....	104
4.3.3.1 Índice de restauración.....	106
4.4. Resultados de aleaciones Fe-Si con 3% Si.	107
4.4.1 Curvas de fluencia de ensayos de compresión axial.	107
4.4.1.1 Esfuerzos Promedio.....	110
4.4.2 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana un impacto. .	112
4.4.2.1 Esfuerzos Promedio.....	114
4.4.3 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana dos impactos.....	116
4.4.3.1 Índice de restauración.....	118
CAPÍTULO 5.....	119
Conclusiones y Recomendaciones	119
5.1 Conclusiones	119
5.2 Recomendaciones	122
REFERENCIAS	123
LISTA DE TABLAS	127
LISTA DE FIGURAS	128
RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO.....	136

RESUMEN

Con la finalidad de estudiar el comportamiento mecánico y las propiedades mecánicas de aceros eléctricos, se utilizó un sistema simulador hidráulico de alta temperatura controlado por computadora, y se efectuó una serie de ensayos mecánicos de compresión plana y axial con diversos rangos de temperatura, velocidad de deformación e incluso con parámetros de un golpe y dos golpes con diferentes intervalos de tiempo en este último.

El procedimiento experimental de compresión plana, es similar al proceso de manufactura de laminación de productos planos, sin embargo el procedimiento experimental permite estudiar el proceso en condiciones controladas. También se efectuaron ensayos de compresión axial a alta temperatura y a diferentes velocidades de deformación. Todo esto fue probado en aleaciones binarias experimentales (no comerciales) de aceros al silicio con 1%, 2% y 3% de contenido de silicio.

Se analiza también su evolución microestructural para la medida de restauración de los especímenes, así como las curvas esfuerzo-deformación de muestras de las tres aleaciones y su relación con parámetros importantes.

CAPÍTULO 1

Introducción

Los aceros aleados con silicio son un tipo de material especial para la manufactura de aplicaciones de dispositivos distribuidores de energía eléctrica, de ahí que se les conozca también por el nombre de aceros eléctricos.

Existen diferentes clases de aceros eléctricos en el mercado del acero, dependiendo de la aplicación industrial estos tienen propiedades específicas diversas para el desempeño concreto de algún dispositivo o aplicación. Como característica especial, las propiedades principales que requieren estos aceros son la alta permeabilidad magnética y la alta resistencia eléctrica. La primera propiedad se centra en la optimización del tamaño del dispositivo y la reducción de las pérdidas magnéticas, y la segunda se enfoca a la reducción de pérdidas asociadas con corrientes inducidas por el flujo eléctrico. Considerado esto, se establece que la resistencia eléctrica aumenta y la permeabilidad magnética disminuye en un grado menor conforme aumenta el contenido de silicio en la aleación. A medida que se integra este elemento a niveles arriba del 4%, la aleación se vuelve frágil, lo cual imposibilita su posterior procesamiento. Actualmente se han llevado a

cabo investigaciones en las cuales alegan el poder procesar aceros al silicio con niveles mayores a 4% [31].

Los aceros eléctricos se dividen en dos categorías de acuerdo a su orientación cristalográfica:

a) Aceros eléctricos de grano orientado.- Son anisotrópicos, es decir, sus propiedades dependen de su dirección de laminación, lo cual los hacen más definidos y específicos en sus propiedades magnéticas. Su costo es mayor a los de grano no orientado y su aplicación principal es la fabricación de transformadores eléctricos de alta eficiencia.

b) Aceros eléctricos de grano no orientado.- Son isotrópicos, esto es, sus propiedades no dependen de la dirección en la que estén orientados. Sus principales aplicaciones son para motores eléctricos, generadores, máquinas rotativas y balastos.

El presente trabajo forma parte de una gama de investigaciones realizadas a favor de este tipo de acero que se une a previos trabajos que abarcaron la corrosión y oxidación a alta temperatura de aceros con silicio, la laminación en caliente y en frío, y el estudio de la orientación cristalográfica del mismo, financiadas por el Fondo de Cooperación Internacional en Ciencia y Tecnología (FONCICYT). La demanda actual de aceros eléctricos es tal, que se requiere de la producción nacional del mismo, ya que actualmente las acereras nacionales producen sólo un acero del 0.5% de grado de silicio, resultando insuficiente para otras aplicaciones industriales y así poder sustituir la importación de este consumible a un grado considerable para reducir costos, así se fomentaría el crecimiento a nivel industrial a través de la ciencia e investigación.

1.1 Hipótesis.

Al variar las condiciones experimentales de ensayos mecánicos de compresión, es posible obtener una mayor comprensión del comportamiento mecánico general de aleaciones Fe-Si experimentales, así como analizar sus propiedades mecánicas.

1.2 Objetivo general.

Obtener la cinética de restauración estática a partir del comportamiento mecánico a alta temperatura de aceros aleados experimentales (no comerciales) con 1, 2 y 3% de contenido de silicio.

1.3 Objetivos específicos.

- a) Obtener las curvas esfuerzo-deformación bajo condiciones de compresión axial a alta temperatura.
- b) Obtener las curvas esfuerzo-deformación bajo condiciones de compresión plana a alta temperatura.
- c) Reportar la evolución microestructural de las aleaciones Fe-Si bajo parámetros específicos.
- d) Obtener y analizar el comportamiento de la cinética de restauración de las aleaciones Fe-Si.

CAPÍTULO 2

Antecedentes

2.1 El silicio.

El silicio y el oxígeno son dos elementos abundantes en la corteza terrestre, y éste primero se ha convertido en uno de los elementos más importantes desde finales del siglo XX y todo el siglo XXI, ya que seguirá proveyendo mucho progreso en la industria y la tecnología. Existen muchos materiales artificiales que se componen de componentes inorgánicos de silicio, como por ejemplo: cemento, concreto, ladrillos, cerámicos. También existen compuestos de silicio en materiales como el vidrio, porcelana, loza, gel de sílice, polvo de sílice, zeolita (base de muchos catalizadores y otros materiales).

El descubrimiento del silicio como elemento fue un proceso muy complejo y largo que tomó décadas a científicos desde principios del siglo XIX. Fue identificado por primera vez por Antoine Lavoisier en 1787.

El silicio, elemento del grupo IVb es un semi-metal y como el aluminio, arsénico, selenio y el telurio está en la frontera del límite de clasificación metal-no metal en la tabla periódica. Su toxicidad en el reino orgánico es menos conocida, primordialmente porque el silicio nativo elemental no existe en la tierra aunque sea el elemento más abundante en la corteza terrestre. Su estructura atómica es cúbica centrada en las caras.

En la fundición de acero, este elemento es generalmente considerado como un congénere del carbono, puesto que esta relación se refleja en la evolución del silicio como un agente reductor. El silicio genera una forma de óxido estable, llamada dióxido de silicio (SiO_2) y también monóxido de silicio (SiO).

La demanda del hombre por la energía y la búsqueda de una opción limpia y sin contaminantes, la energía solar se tiene en la mira como una opción ideal. El almacenamiento de energía solar requiere el uso de celdas fotovoltaicas hechas de silicio. El uso del silicio en la sociedad actual abarca desde juguetes para niños hasta aplicaciones domésticas y una gran mayoría de actividades industriales. En el rubro metalúrgico es una pieza clave para la producción de aceros aleados, de los cuales se deriva aplicaciones que conciernen a la industria automotriz y la eléctrica en específico la productora de generadores y transformadores eléctricos.

2.2 Generalidades de las aleaciones Fe-Si.

Actualmente la demanda de la sociedad moderna está orientada a los aparatos eléctricos de toda clase. La industrialización ha llevado a la creación de éstos y cada día crece y crece más. Para proveer a esta demanda, la industria siderúrgica se esfuerza continuamente por el desarrollo de aceros aleados con mejores propiedades y desempeño eléctrico para la mejora continua de artefactos y aplicaciones que aceleren y eficienten la distribución de energía para el funcionamiento normal de los principales insumos actuales, a saber, la fabricación de distribuidores de energía eléctrica y la de motores eléctricos que tienen una presencia fundamental en toda matriz industrial. En la figura 2.1 se muestran ciertas aplicaciones industriales.

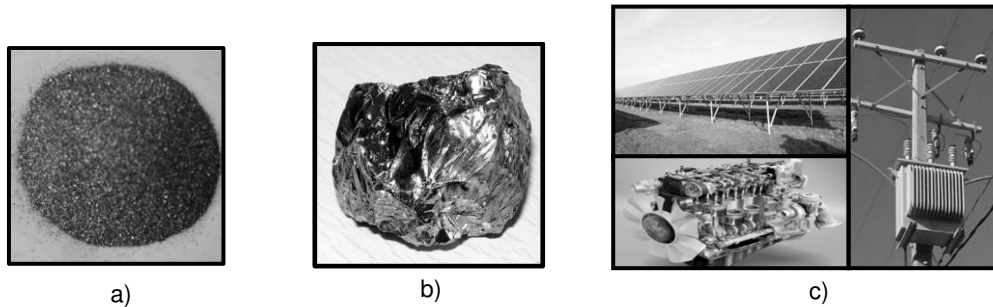


Figura 2.1. a) Polvo de silicio, b) Silicio policristalino. c) Aplicaciones industriales del silicio.

Las aleaciones binarias Fe-Si, se le llama comúnmente aceros eléctricos, aceros magnéticos ó aceros al silicio; por su contenido de hierro aleado con silicio hace que este tipo de acero tenga propiedades magnéticas y entre otras que varían de acuerdo a la adición de silicio, ya que este elemento les proporciona a medida que aumenta su contenido, una alta permeabilidad magnética y una buena resistencia eléctrica, lo cual los hace idóneos para la industria eléctrica. Hasta cierto porcentaje de silicio (4% peso Si), estos aceros aleados desempeñan comportamientos de transformación a lo largo de su fabricación y proceso de manufactura adecuados para sus aplicaciones finales.

Existen dos tipos de acero eléctrico de acuerdo a su textura cristalográfica:

- a) Acero eléctrico de grano orientado
- b) Acero eléctrico de grano no orientado.

Estos aceros eléctricos han sido desarrollados a lo largo de la expansión de la ciencia metalúrgica para proveer y dar a la sociedad a lo largo del tiempo mejores aplicaciones eléctricas a base de estos materiales. Ambos poseen propiedades que los hacen únicos para aplicaciones eléctricas específicas, según su producción.

Como se mencionó anteriormente, entre las aplicaciones que incluyen al silicio, se encuentran aquellas que son desarrolladas en torno a la sustentabilidad medio ambiental. Este campo de crecimiento, en conjunto con el sector energético en nuestro país, es fundamental para el desarrollo de una economía viable. Uno de los principales objetivos de los sectores económicos es el de la reducción de costos y en especial de la producción de energía. Por lo que se invierte en el desarrollo de conocimiento científico para la generación de propuestas a alternativas industriales y al fin del ahorro energético, como lo es en este caso a la producción de aceros eléctricos. A lo largo del capítulo se presenta en conjunto la investigación referente al uso de estos aceros.

2.2.1 Aceros eléctricos con grano orientado

Este tipo de aceros son magnéticamente anisotrópicos y tienen propiedades magnéticas mayormente en la dirección de laminación. Estos aceros fueron desarrollados para dar un funcionamiento de alta permeabilidad y bajas pérdidas, obtenida de una combinación de elementos químicos bien definidos, procesado de laminación y de tratamientos térmicos. Este tipo de aceros es más caro que los aceros eléctricos no orientados, y es utilizado extensivamente en la industria de la ingeniería eléctrica, primordialmente en manufactura de transformadores eléctricos y máquinas rotatorias muy grandes. Este material ha sido estudiado a través de los años por físicos, metalurgistas e ingenieros eléctricos que han unido sus respectivas áreas de conocimiento a fin de obtener un mejor desempeño.

El acero eléctrico con grano orientado suele tener propiedades que aumentan su resistencia eléctrica y reducen sus corrientes parásitas. Un contenido que sobrepase el 6% ó 4% en peso de Si, deja en acritud y fragilidad al material. De esta manera, se puede influir en el grado de rendimiento de las máquinas de corriente alterna gracias a la elección del

material. Las pérdidas de re-magnetización dependen principalmente del procedimiento de fabricación. Éste se obtiene mediante un proceso de manufactura que consiste en un tratamiento de recocido y laminado en frío. Los cristales se acomodan de tal manera que sus aristas tienen la misma dirección cristalográfica. Generalmente la dirección de laminación coincide con la dirección de magnetización preferente. Este material se emplea de preferencia para transformadores de potencia y transformadores de intensidad y tensión.

Estos aceros eléctricos son la única clase de materiales en donde se controla su textura a través de todo el proceso termo mecánico. Como dato histórico, es interesante notar que ni siquiera el inventor original pudo visualizar todas las aplicaciones científicas implicadas en su invención. Sólo reportó que el material era caracterizado por un momento magnético muy fuerte en donde los granos del material eran substancialmente orientados a través de la estructura que revelaba el patrón de rayos X. Se le debe esta invención al norteamericano Norman Goss en 1934. A medida que paso el tiempo, se comprendió esta supuesta orientación aleatoria y el mismo Goss propuso esta textura cristalográfica resultante del proceso termo mecánico y le llamó por nombre “Textura Goss” que son las orientaciones preferenciales $\{110\}$ $\langle 001 \rangle$.

2.2.2 Aceros eléctricos de grano no orientado.

Estos fueron desarrollados por Robert Hadfield a inicios del siglo XX (1900). Presentan generalmente un alto grado de isotropía, teniendo las mismas propiedades mecánicas y magnéticas en cualquier dirección de la hoja. Debido a las propiedades magnéticas de los aceros eléctricos de grano no orientado, éste sirve como importante material para motores, rectificadores y transformadores pequeños.

El acero eléctrico de grano no orientado se lamina en caliente o en frío. El producto final se utiliza en máquinas eléctricas, transformadores de soldadura, reactancias e interruptores magnéticos.

Con la cooperación de mercados domésticos, el mercado de la maquinaria de energía eléctrica cada día aumenta. Hasta el día de hoy, muchos han tratado de aumentar el desempeño magnético de las propiedades del acero eléctrico mediante el diseño de materiales, tratamientos térmicos y el control del proceso de fundición así como del control en el proceso de laminación en frío y caliente, así como del control del proceso de manufactura final.

Este tipo de acero es un material magnético blando ampliamente usado en generadores eléctricos y motores. En general en la producción mundial de aceros para transformadores, los aceros eléctricos de grano no orientado ocupan aproximadamente el 70% (4), además la mitad de la energía eléctrica producida en el mundo es usada en motores, de ahí la necesidad de reducir las pérdidas de energía en estos aceros.

Los grados de acero con grano no orientados son producidos en mayor tonelaje que su contraparte, los grados de acero con grano orientado. Este material incluye el proceso de laminación ordinaria, pero un control más estricto de sus grados para aplicaciones de desempeño alto, en la figura 2.2. se describen los procesos generales de la manufactura de estos aceros, según una ruta de proceso referenciada (8). El control de su textura y su tamaño de grano es usualmente realizado durante la descarburación final del recocido de crecimiento de grano, en donde la reducción del contenido de carbono es un aspecto crucial. En ambas etapas de recocido la prevención de óxido es muy importante.

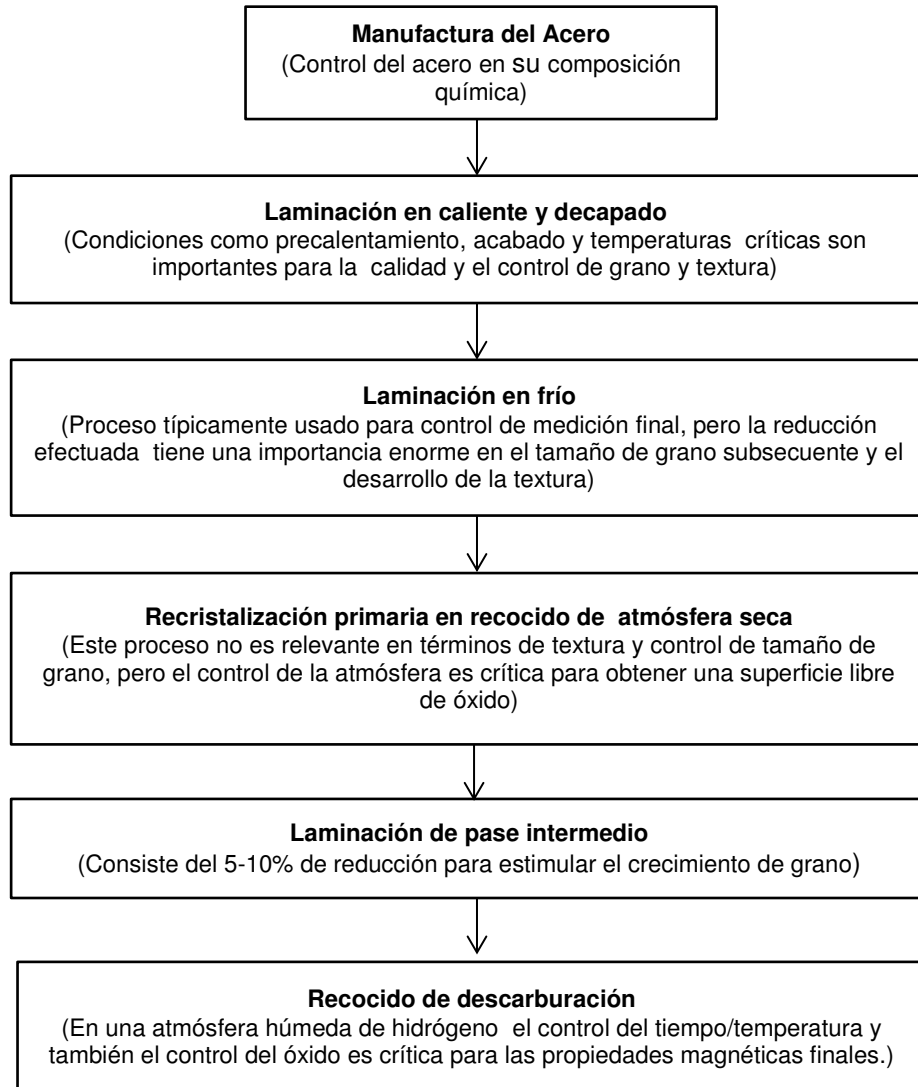


Figura 2.2. Etapas de proceso típico para aceros eléctricos con grano no orientado. [8]

2.2.3 El rol del magnetismo en los aceros eléctricos.

La interacción entre la electricidad y el magnetismo es la base de todos los equipos eléctricos. Para que esta interacción sea de lo más eficiente, se requieren materiales ferromagnéticos con alta inducción magnética. El Fe, Ni y el Co son elementos de transición que exhiben ferromagnetismo a temperatura ambiente. De todos, el Fe es el que posee la mayor saturación de magnetización de 2.15 Tesla y esta propiedad es la base de los aceros eléctricos. A raíz de esto los principales vertientes que son de interés son la pérdidas de núcleo y la alta permeabilidad.

Cuando un material ferromagnético está bajo un flujo magnético alterno, parte de la energía se pierde a causa de la generación de calor. Esta es la pérdida nuclear ó pérdida de hierro. Esta tiene tres componentes: pérdida por corrientes de Eddy, pérdidas por histéresis y pérdidas anómalas.

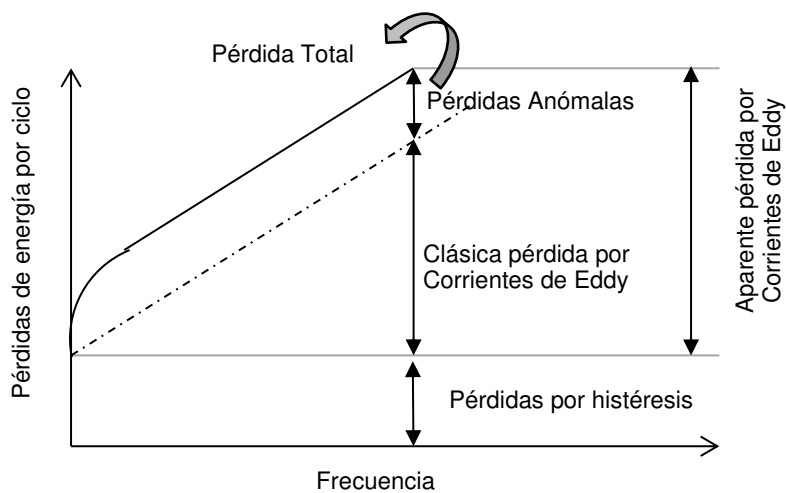


Figura 2.3 Diferentes componentes de las pérdidas de energía en los aceros eléctricos.

Las pérdidas por corrientes de Eddy son debido a las corrientes generadas en el acero que crean campos magnéticos opuestos al campo inducido por la magnetización. Se define en la siguiente ecuación:

$$\text{Pérdida de corrientes de Eddy} = \frac{10^{-13} \pi^2 t^2 B^2 f^2}{6 \sigma \rho} \quad (\text{Ec.2.1})$$

Donde t es el espesor en cm, B es la inducción de Gauss, f es la frecuencia en Hz, σ es la densidad específica en g/cm³, ρ es la resistividad en ohm.cm y la pérdida es calculada en watts/kg.

La manera de reducir las pérdidas por las clásicas corrientes de Eddy es a través de incrementar la resistividad. El Fe tiene una gran pérdida por corrientes de Eddy debido a su resistividad baja. Una solución a esto es incrementar su resistividad en el acero eléctrico a través del agregado de aleantes que contrarresten este efecto. Las pérdidas por histéresis son causadas por la migración de dominios magnéticos y al contrario de las pérdidas por corrientes de Eddy, éstas son sensibles y pueden ser reducidas a través de la textura y el control de grano

$$\text{Pérdida por histéresis} = KfBtH \quad (\text{Ec.2.2})$$

Donde K es una constante, B es la inducción magnética y H es el campo magnetico. El objetivo dentro del proceso de los aceros eléctricos, tanto no orientados como los orientados, es minimizar el componente de histéresis de la pérdida total, mientras que la composición es importante tanto para las pérdidas por corrientes de Eddy, pues afecta directamente a su permeabilidad y también a sus pérdidas por histéresis.

2.2.3.1 Características de los materiales magnéticos blandos.

Este tipo de material es usado en artefactos y aparatos que están sujetos a campos magnéticos alternos y en los cuales las pérdidas de energía deben de ser bajas.

Un ejemplo de una aplicación típica son los núcleos de transformador que requieren de materiales magnéticos suaves, los cuales son fácilmente magnetizados y desmagnetizados y también cuentan con una relativa resistividad eléctrica alta. Los monocristales de las aleaciones Fe-Si son magnéticamente anisotrópicos, como lo son también los monocristales del hierro.

Así que las pérdidas en los transformadores puede ser minimizada si los núcleos son fabricados de policristales con la dirección de tipo $[100]$, que es la dirección de fácil magnetización está ubicada paralela a la dirección del campo magnético aplicado y es representada en el esquema de la figura 2.4.

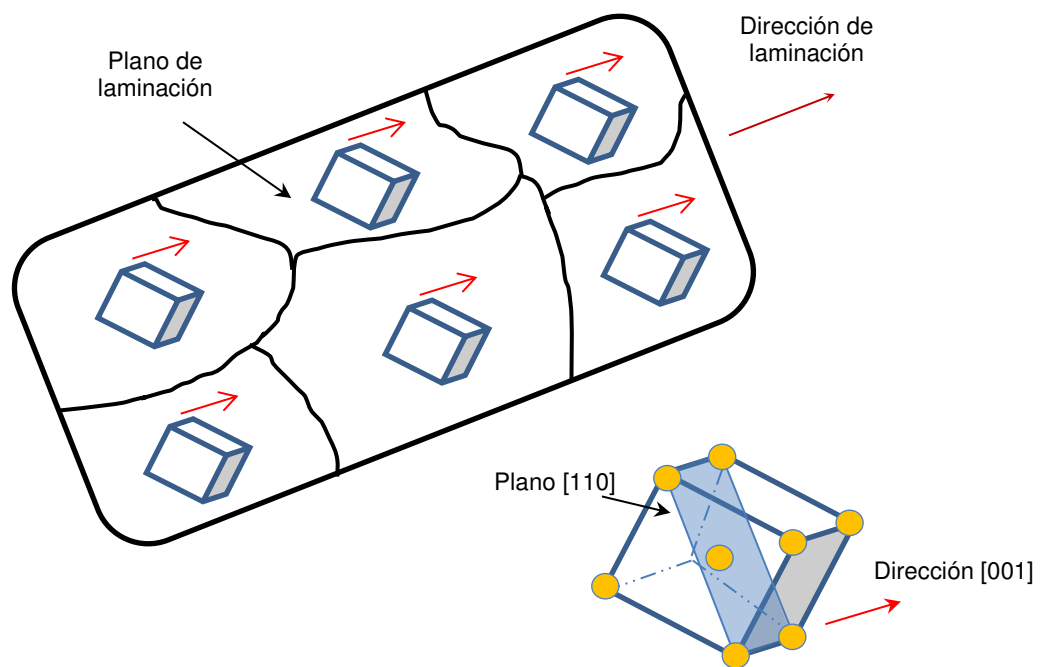


Figura 2.4. Representación esquemática de la textura de laminación $(110) [001]$ de un acero con estructura bcc.

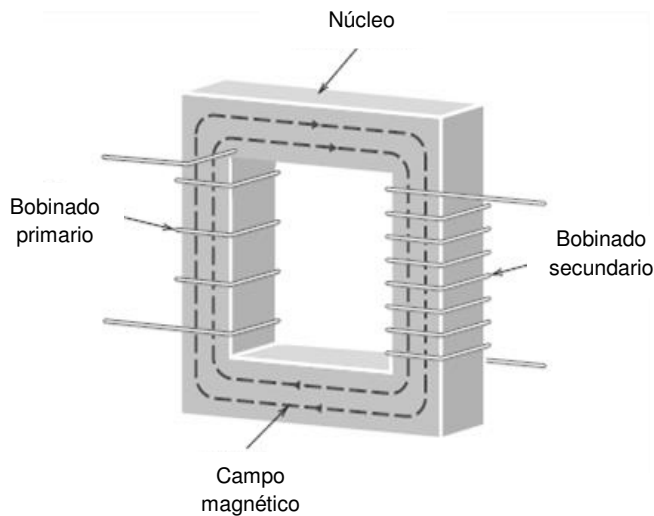


Figura 2.5. a) Representación esquemática del núcleo de un transformador incluyendo la dirección del campo B magnético que es generado. b) Transformador de potencia.

La pérdida en los transformadores es un factor que afecta altamente el costo de la aleación, ya que orientar a un monocristal consume más recursos. Una manera más económica de sobrellevar esto es fabricar núcleos de hojas policristalinas que sean anisotrópicas. A veces los granos de materiales policristalinos están orientados aleatoriamente, con el resultado que sus propiedades son isotrópicas. Una manera de desarrollar anisotropía en un material policristalino es por medio de la deformación plástica, por ejemplo el laminado. El laminado es la técnica en la cual las hojas de los núcleos de los transformadores son fabricadas. Una hoja plana que ha sido laminada se dice que ha obtenido una textura de laminación, es decir, que hay orientaciones de grano preferenciales. Para este tipo de textura, durante la operación de laminado y para la mayoría de los granos en la hoja, un plano cristalográfico específico (hkl) se alinea paralelo o casi paralelo a la superficie de la hoja y en agregado, una dirección $[uvw]$ en ese plano se ubica paralela o casi paralela a la dirección de laminado también. Por lo tanto, una textura de laminación es indicada por la combinación plano-dirección $(hkl)[uvw]$. Para aleaciones cúbicas centradas en el cuerpo (bcc), incluyendo las aleaciones Fe-Si la textura de laminación es $(110)[001]$, que es representada esquemáticamente en la figura 2.4. Por lo tanto los núcleos de

transformadores con aleaciones Fe-Si que son fabricados en tal dirección en la cual la hoja fue laminada, está alineada paralela a la dirección de la aplicación del campo magnético. Las características magnéticas de esta aleación pueden ser mejoradas por medio de una serie de deformaciones y tratamientos térmicos que producen la textura cubo.

2.2.3.2 Influencia de alta temperatura en el magnetismo

La temperatura influye directamente en las características del material. Puesto que el aumento de la temperatura de un sólido resulta en un incremento de la magnitud de la vibración de los átomos. Los momentos magnéticos atómicos son libres para rotar, por lo tanto, cuando aumenta la temperatura, la moción termal incrementada de los átomos tiende a ser aleatoria en las direcciones de cualquier momento que pueda estar alineado.

Para materiales ferromagnéticos, los movimientos térmicos atómicos contrarrestan las fuerzas pares entre los dipolos atómicos adyacentes, causando la desalineación de algunos dipolos, sin importar el campo externo que esté presente. Esto resulta en un decremento de la saturación de magnetización para dichos materiales. La saturación de magnetización es máxima cuando está a 0 K, la cual es la temperatura en la cual las vibraciones termales son mínimas. Con el incremento de la temperatura, la saturación de magnetización disminuye gradualmente y después abruptamente cae a cero, a esta temperatura se la llama Temperatura de Curie (T_c). La magnitud de la temperatura de Curie varía de material a material.

Los límites entre los campos de fase que ocurren en cualquier sistema de aleaciones binarias se clasifican en temperaturas críticas y se le conocen como temperaturas de transformación. Estas son observadas por medio del cambio de mediciones de transferencia de calor o volumen cuando un

espécimen es calentado o enfriado. Cuando se le calienta, el calor es absorbido y el espécimen se contrae, y en enfriamiento el espécimen se comporta de manera contraria. La absorción o la emisión de calor durante las transformaciones de fase produce un cambio en la curva de un diagrama de temperatura contra el tiempo de un espécimen. La letra “A” es el símbolo de los cambios térmicos que identifican a las temperaturas críticas.

El efecto de la razón del calentamiento o del enfriamiento es prácticamente definido por un set de temperaturas designadas por “Ac” o “Ar” (para los cambios de calentamiento y enfriamiento respectivamente). La terminología fue desarrollada por el metalurgista francés Floris Osmond. Ac se refiere a la expresión francesa “arrêt chauffant” y Ar para “arrêt refroidissant”. La temperatura Ac_1 se refiere al inicio de la aparición de la fase austenita durante el calentamiento. Ac_3 se refiere a la temperatura final de la aparición de la fase austenita. Ar_1 se refiere a la temperatura final de la fase austenita durante el enfriamiento y Ar_3 se refiere a la temperatura inicial de la aparición de la fase ferrita durante el enfriamiento, por encima de esta existe solamente la fase austenita. Las temperaturas se reportan en celsius.

En el trabajo desarrollado previo al actual [11], se realizó un análisis para obtener las temperaturas de transformación de las mismas aleaciones que se estudian en la presente tesis. Son reportadas solamente las del objeto del presente análisis en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1 Datos obtenidos a través de análisis térmico de horno eléctrico. [11]

Etapas	Temperaturas Críticas (°C)	Aleaciones Fe-Si		
		1%Si	2%Si	3%Si
Calentamiento	T _c	748	756	741
	Ac ₃	995.9	-	-
	Ac ₁	975.9	-	-
Enfriamiento	T _c	762	753	742
	Ar ₃	962.7	-	-
	Ar ₁	932.8	-	-

De aquí se puede aclarar, que la única aleación binaria que presenta un cambio de fase es la correspondiente a la 1% Si. Las otras no debido a la composición química específica de cada una, en este caso el contenido de carbono menor al estándar con un valor de 0.006%C.

2.3 Transformaciones de fase de aleaciones Fe-Si.

En las secciones anteriores, se describe como los aceros eléctricos pueden tener estructuras metalúrgicas tanto de grano no orientado, como de grano orientado. Los factores que afectan sus propiedades magnéticas, resistividad, tamaño de grano y textura, pueden ser controladas a través de una apropiada elección de composición química y las condiciones de procesamiento de las aleaciones. Los aceros eléctricos con contenido de carbono menor a 0.02%, presentan un lazo gama que se extiende hasta aproximadamente el 2.5% de silicio. La composición básica de los aceros eléctricos comerciales de grano orientado es de 3% Si y 0.07% C. Esta distribución de elementos es conocida, ya que extiende el lazo gama hasta contenidos de 6.5% de Si y junto con la mayor cantidad de austenita localizada a 1150°C [5].

Al observar el diagrama (Figura 2.7), una aleación que contenga más que 2.5% de Si (límite del lazo gama), tiene una estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc) en cualquier punto hasta su punto de fusión. Esto significa que tal aleación puede ser recristalizada a cualquier temperatura sin preocuparse por cambios de fase y que los cristales individuales de la aleación pueden producirse por solidificación lenta desde el estado líquido o por recristalización a cualquier temperatura deseada. Estas condiciones son difíciles de obtenerse con contenidos menores de 2.5% Si, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ por el enfriamiento a temperatura ambiente.

La solución sólida α del silicio en hierro es a menudo llamada ferrita sílice por los metalurgistas, y las aleaciones magnéticas Fe-Si son llamadas aceros al silicio, como se puntualizó anteriormente.

En las aleaciones Fe-Si la presencia del carbono aumenta la región $\alpha+\gamma$, por eso el contenido estándar de 0.07%C es suficiente para llegar a al rango de 2.5%Si aproximadamente.

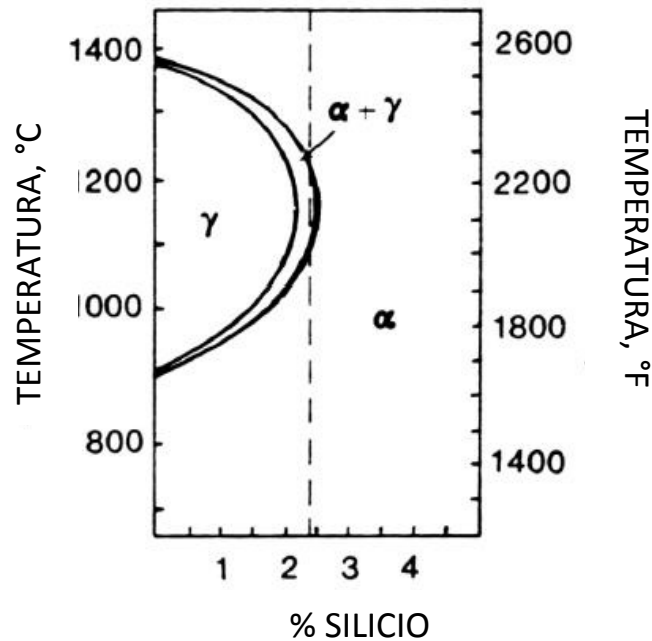
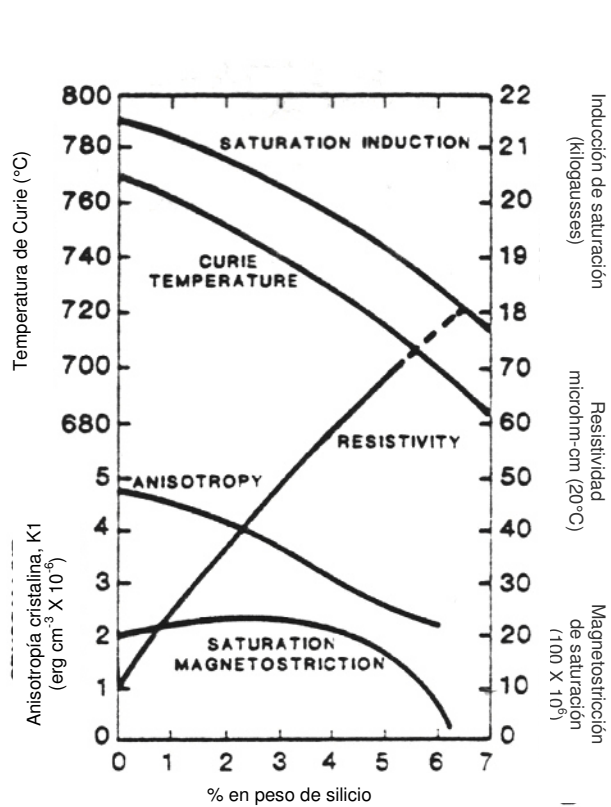
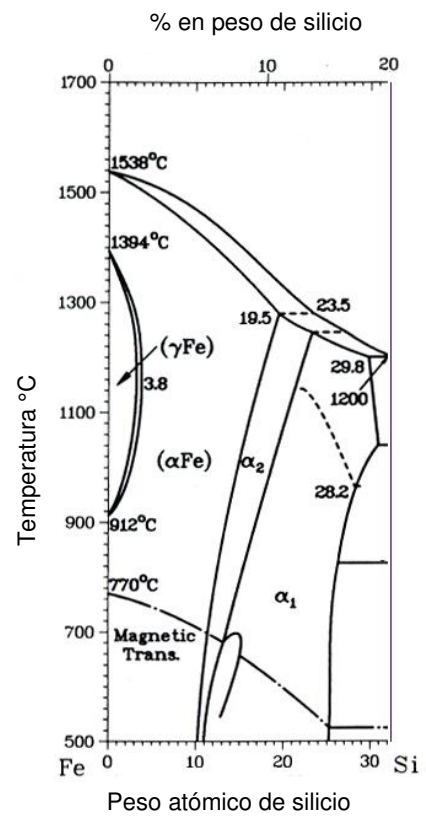


Figura.2.6 Diagrama de fase para aleaciones Fe-Si con contenidos de 0.01-0.02%C [6]

Se presenta en la figura 2.7 los principales comportamientos de la aleación binaria de acuerdo a la temperatura y el contenido de silicio (a). También un diagrama parcial del sistema Fe-Si (b). Posteriormente en la figura 2.8 el diagrama completo Fe-Si.



a)



b)

Fig. 2.7. a) Comportamiento temperatura contra contenido de Si.
b) Diagrama parcial Fe-Si [6].

2.3.1 Efecto de otros elementos aleantes.

A continuación se resumen los efectos de algunos elementos aleantes para los aceros al silicio [6]:

- El aluminio (Al) y el silicio (Si) son benéficos en incrementar la resistividad y son añadidos para obtener un alto grado de limpieza durante la fusión.
- El manganeso (Mn) incrementa la resistividad y mejora la textura, y cuando otros elementos están ausentes, mejora la permeabilidad magnética y disminuye las pérdidas por corrientes eléctricas.
- El fósforo (P) es el elemento más potente para incrementar la resistividad, pero contenidos mayores al 0.14 m.-%, incrementarán la sensibilidad al agrietamiento durante el laminado, si el material es fundido con estabilizadores ferríticos, el contenido de fósforo puede ser reducido. (para aceros con más de 1.0 m.-%Si, el fósforo no es añadido)
- El antimonio (Sb) mejora la textura, retardando la nucleación del plano $\langle 111 \rangle$, debido a la segregación de antimonio en la frontera de grano.
- El Boro (B) y el Zirconio (Zr) suprime la precipitación de AlN, lo cual resulta en una mejor textura cristalográfica y un tamaño de grano grande final.
- Los niveles de carbono menores que 0.003 m.-% eliminan la necesidad de la descarburación en el recocido sin un efecto en las propiedades magnéticas.
- El oxígeno afecta negativamente en las pérdidas de energía y en la permeabilidad magnética.
- El nitrógeno permite la formación de precipitados AlN.

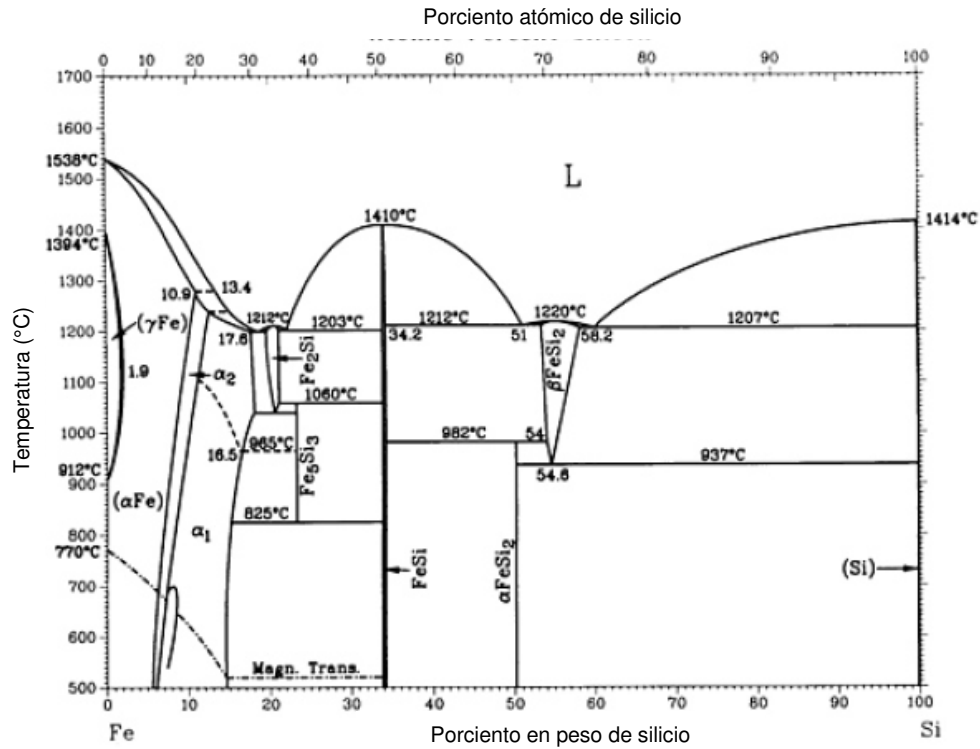


Figura 2.8. Diagrama completo del sistema Fe-Si [6].

2.4 Deformación plástica del acero.

2.4.1 Aspectos generales.

El comportamiento de un metal en su operación de formado puede ser estudiada por los resultados de alguna prueba mecánica. Los especímenes son obtenidos del material en cuestión y sujetos lo más fielmente a las mismas condiciones que en proceso real, ya sea el estado de esfuerzo, temperatura y velocidad de deformación. Por consecuencia mucho esfuerzo se le ha puesto al desarrollo de nuevos métodos para simular procesos y condiciones a los de la industria, claro está en una menor escala y como contexto un ambiente de laboratorio.

La deformación de un material sólido se lleva a cabo por medio de una carga externa y en él hay límites que definen su elasticidad y plasticidad. Cuando las dimensiones originales del cuerpo deformado se recuperan o restablecen una vez que la carga es retirada, a este fenómeno se le llama comportamiento elástico. Cuando la carga aplicada al material sólido rebasa el límite de su comportamiento elástico, el material sufre una deformación permanente y a este fenómeno se le conoce como deformación plástica.

Desde el punto de vista de un diseñador mecánico, el material debe de ser adecuadamente seleccionado para que su plasticidad sea controlada y así se conozcan los valores de su carga máxima que pueda soportar y así conocer también sus valores de cedencia para evitar fallas en el mismo.

Para tener un entendimiento amplio de los aspectos de la plasticidad, hay que centrarse en las imperfecciones en sólidos cristalinos, es decir el efecto de variables metalúrgicas que afectan la estructura cristalina, las imperfecciones del material y el comportamiento de deformación. Tomando en cuenta la naturaleza atómica de los cristales (en este caso, de materiales metálicos) y que a su vez están ordenados en patrones específicos, los mecanismos de deformación son los siguientes:

- Deformación en planos de deslizamiento.
- Deformación por dislocaciones.
- Deformación por maclado.

La deformación plástica de materiales cristalinos dirige a la formación de arreglos tridimensionales o distribuciones de dislocaciones las cuales son características de una estructura cristalográfica del material siendo deformado, temperatura de deformación, deformación y velocidad de deformación. Adicionalmente a dichas características, límites de grano, precipitados, y energía de falla de apilamiento afectan la distribución de las dislocaciones.

El endurecimiento de los cristales durante la deformación plástica es debido al incremento de la densidad de dislocación y la interacción mutua entre dislocaciones. La mayoría del trabajo realizado por la carga externa durante la deformación plástica es disipada en forma de calor, pero una pequeña proporción es retenida en el material como energía almacenada. Esto es alcanzado por un incremento en la energía de deformación resultante de un incremento en la densidad de dislocaciones. Adicionalmente una pequeña cantidad de energía es almacenada donde los defectos de punto son producidos durante la deformación plástica. La energía sólo se quedará almacenada en el cristal si la temperatura es suficientemente baja para que los átomos sean efectivamente inmóviles, por ejemplo si $T \leq 0.3 T_m$, (siendo T la temperatura de prueba y T_m la temperatura de fusión) la deformación plástica que cumple este requerimiento es conocida como “trabajo en frío”. La energía almacenada puede ser liberada solo si las dislocaciones se reacomodan en configuraciones con energía menor. A estos se llaman límites de ángulo bajo y pueden ser representados por un arreglo uniforme de 1, 2, 3 ó más conjuntos de dislocaciones. Estos cambios son acompañados por una pronunciada restauración del endurecimiento por dislocación del cristal. El proceso es llamado recuperación y ocurre cuando un cristal es plásticamente deformado y calentado a temperaturas moderadas. Los otros niveles de procesos de recuperación en donde los límites de ángulo bajo se forman, es llamado poligonización.

Cuando un metal altamente trabajado en frío es calentado arriba de su temperatura crítica y se producen en la estructura recuperada nuevos granos que están relativamente libres de dislocaciones, se le llama recristalización. Límites de grano de ángulo grande son producidos. La estructura de grano es pequeña inmediatamente después de la recristalización pero crece progresivamente con tiempos de recocido largos y altas temperaturas. Esto es llamado crecimiento de grano y resulta en una reducción pequeña de energía porque el área total del límite de grano es reducida.

2.4.2 Energía de falla de apilamiento.

Los átomos en cristales metálicos están organizados en patrones regulares y tridimensionales. Estos patrones atómicos son representados como esferas circulares en distintas ubicaciones en arreglos geométricos. La estructura cristalina más simple es la cúbica. La clasificación de estructuras cristalinas que abarca la mayoría de los metales son las estructuras fcc (cúbica centrada en las caras) y bcc (cúbica centrada en el cuerpo). También está la estructura cristalina hcp. La energía que une a sus átomos y su orden de apilamiento, se le conoce como energía de almacenamiento o energía almacenada por deformación (γ_{SFE}).

Los metales industriales más comunes se subdividen en grupos de acuerdo a su estructura cristalina, se enumera como sigue:

- Cúbica centrada en las caras (fcc): Al, Ni, Cu, γ Fe y acero austenítico inoxidable.
- Cúbico centrado en el cuerpo (bcc): α Fe, α Ti, α Zr, y Mo.
- Hexagonal compactada (hcp): α Ti, α Zr, Mg y Zn.

La energía de apilamiento depende del arreglo atómico y la secuencia de los átomos en las estructuras cristalinas. Una falla de apilamiento es una interrupción de una o dos capas en la secuencia de la estructura cristalina. Estas interrupciones almacenan cierta energía nombrada de dicha manera. El ancho de la falla de apilamiento es una consecuencia del balance de la fuerza repulsiva entre dos dislocaciones parciales y la fuerza de atracción debido a la tensión superficial de la falla de apilamiento. Cuando la energía es alta, la disociación de una dislocación perfecta en dos parciales es factible y el material se deforma por deslizamiento de dislocaciones en varios planos. Materiales con baja energía despliegan fallas de apilamiento más anchas y tienen más dificultades para el deslizamiento cruzado. La energía de apilamiento modifica la habilidad de una dislocación en un cristal a

desplazarse en un plano de deslizamiento interceptor. Cuando la energía de apilamiento es baja, la movilidad de las dislocaciones de los materiales decrece.

2.4.3 Efecto de la alta temperatura en la deformación plástica.

El comportamiento general de los materiales bajo la influencia de altas temperaturas es obviamente un decremento de su resistencia y un aumento en su ductilidad. Al estar expuesto a la alta temperatura, la movilidad de los átomos se activa y el proceso de difusión en el material se activa, de tal manera que afecta directamente las propiedades del material como ya se mencionó. Esta movilidad se refleja también en la movilidad de dislocaciones por el mecanismo de trepado. Pero estos mecanismos varían de acuerdo al material en cuestión. Un factor importante es el tiempo de exposición a las altas temperaturas. Este es un aspecto importante en el desempeño de los metales en su estabilidad metalúrgica. Procesos metalúrgicos como la recrystalización, oxidación, envejecimiento y aparición de precipitados tienen lugar y se tienen que minimizar al máximo de acuerdo a las propiedades y características del material.

De ahí que entre una clasificación para describir los procesos que se llevan a cabo a alta temperatura:

- Trabajo en caliente: Es definido como la deformación bajo condiciones de temperatura y velocidad de deformación que activan procesos de recuperación y que suceden simultáneamente con la deformación. Se llevan a cabo deformaciones muy grandes debido a estos procesos
- Trabajo en frío: Bajo estas condiciones, los procesos de recuperación no se llevan a cabo.

Aunque es difícil describir los eventos que ocurren a alta temperatura en un metal durante su deformación, se debe de mirar hacia las imperfecciones cristalográficas, y en particular de las dislocaciones.

Durante la deformación, la densidad de dislocaciones incrementa con la deformación. La deformación produce las dislocaciones que se deslizan a planos preferenciales y también se producen fallas en la secuencia atómica de apilamiento (γ_{SFE}). Una falla de apilamiento en un metal fcc ha sido descrita como una dislocación extendida que consiste de una región delgada hcp unida a dos dislocaciones parciales paralelas [7]. Las dislocaciones parciales son producidas por la disociación de una dislocación en dos partes.

La diferencia del comportamiento de deformación es debido a la energía de falla de apilamiento. Entre más grande sea la separación entre las dislocaciones parciales, la falla de apilamiento es mayor y como consecuencia la energía de falla de apilamiento es menor. Entre menor sea la energía por falla de apilamiento más difícil será el deslizamiento tipo cruzado, por lo tanto la recuperación dinámica será inhibida y la recrystalización dinámica será promovida mayormente. Al contrario, entre mayor sea la energía por falla de apilamiento, promueve el deslizamiento preferencial y el mecanismo resultante será la recuperación durante la deformación a alta temperatura [12].

La deformación en planos preferenciales produce dislocaciones que a veces bajo ciertas condiciones se produce el trepado de dislocaciones, estas consisten cuando una dislocación de borde se mueve de un plano de deslizamiento hacia un plano paralelo directamente arriba o abajo del plano de deslizamiento original. Al proceso de trepado de dislocaciones se le califica por ser un proceso térmicamente activo que es estimulado por defectos puntuales durante la deformación y es controlado por difusión.

En metales fcc con una baja γ_{SFE} , como el acero, los granos y subgranos son menores y de distribución incoherente. Los metales con baja γ_{SFE} son menos

propensos a recuperarse. Cuando la deformación alcanza un valor crítico, asociada con una densidad de dislocaciones crítica, la recristalización se lleva a cabo [12].

Por lo tanto, la energía requerida para que las dislocaciones se desplacen a través de las barreras que encuentren durante su deslizamiento, determina la dependencia del esfuerzo de flujo sobre la temperatura y la velocidad de deformación aplicada. Si las barreras energéticas son suficientemente pequeñas para que la energía térmica sea considerable, las vibraciones térmicas de los átomos del cristal pueden asistir a las dislocaciones para superar los obstáculos a valores bajos de esfuerzo aplicado. Bajo esas condiciones, un incremento en la temperatura o una reducción en la velocidad de deformación, reducirá el esfuerzo de flujo. En particular, un incremento de la temperatura o un decremento en la velocidad de deformación provee un incremento en la probabilidad de la activación térmica y por lo tanto resultados de comportamiento diversos en la curva de esfuerzo-deformación.

2.4.3.1 El recocido en un material deformado.

La energía libre de un material cristalino es alcanzada durante la deformación por la presencia de dislocaciones y límites de grano, y un material que contenga estos defectos es termodinámicamente inestable. Aunque la termodinámica sugiera que estos defectos deben desaparecer espontáneamente, en la práctica los mecanismos atómicos son a menudo muy lentos a temperaturas homólogas, con el resultado de defectos con estructuras inestables que se retienen después de la deformación.

Se puede aseverar, que tras un tratamiento o calentamiento aplicado a un material, procesos térmicamente activados como por ejemplo la difusión

pueden hacer que algunos defectos sean removidos o incluso cambiados por configuraciones nuevas de baja energía. En la figura 2.9 se muestran las etapas generales de un recocido en un material previamente deformado.

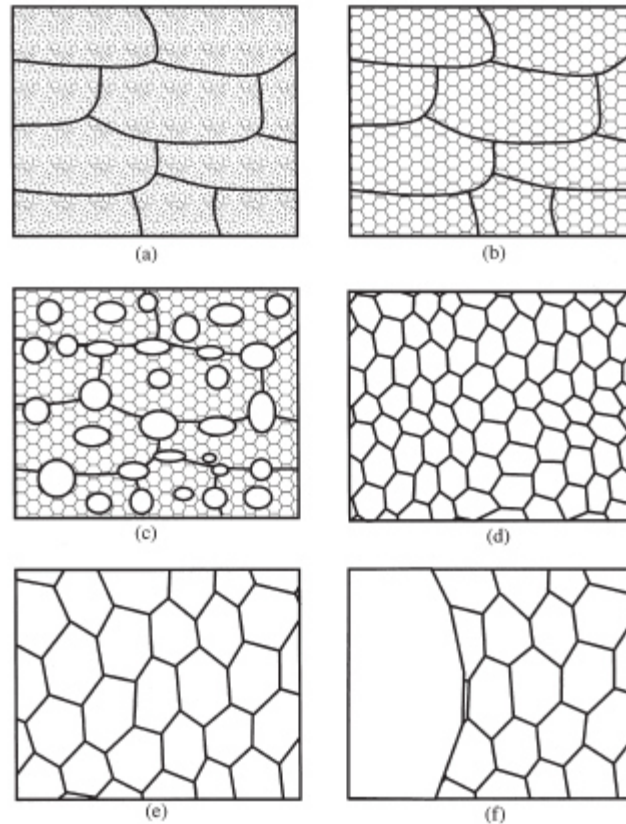


Figura 2.9. Diagrama esquemático del proceso general de recocido.
 (a) Estado deformado, (b) Recuperación, (c) Recristalización parcial,
 (d) Recristalización completa, (e) Crecimiento de grano, (f) Crecimiento
 anormal de grano.

La importancia del recocido radica en que muchos materiales metálicos son producidos inicialmente en fundiciones grandes, las cuales son procesadas en estado sólido por forja, laminación, extrusión, etcétera; a un producto ya sea final o intermedio. Estos procedimientos que pueden llevarse a cabo ya sea en caliente o en frío y en los que pueden estar envueltos recocidos intermedios son colectivamente llamados procesos termomecánicos. Recuperación, recristalización y el crecimiento de grano son los elementos nucleares de estos procesos.

A la aplicación final, las propiedades mecánicas y su comportamiento mecánico dependen del contenido de dislocaciones, estructura, el tamaño de los granos y su orientación o textura.

2.5 Procesos de restauración cinética.

Existen muchas descripciones de lo que implica el comportamiento mecánico de los metales. El comportamiento a alta temperatura de los metales ha sido estudiado en términos de los mecanismos de restauración y en términos del efecto que tienen en el desarrollo de la microestructura, curvas de flujo y ecuaciones constitutivas. Los mecanismos de restauración actúan diferente en cada material, pero en general son responsables de la ductilidad a alta temperatura y las propiedades finales del metal al promover cambios microestructurales. La microestructura final después de la laminación en caliente, depende primeramente del metal y su microestructura característica (tamaño de grano original, contenido de soluto, tamaño y forma de las partículas constitutivas) y en segundo lugar depende de la interacción de los mecanismos de restauración dinámicos y estáticos de la mano con los parámetros de deformación: temperatura, fuerza, deformación y velocidad de deformación.

2.5.1 Relaciones constitutivas

A temperaturas en donde la deformación térmicamente activada y procesos de restauración ocurran, la evolución microestructural será dependiente de la temperatura de deformación (T) y de la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) y la deformación (ϵ). Los cambios microestructurales que ocurren durante la recuperación dinámica son resumidos en el diagrama esquemático de la figura 2.10.

2.6 Mecanismos de restauración dinámicos

Los eventos dinámicos son aquellos en los cuales los cambios microestructurales ocurren durante la deformación. Los procesos termomecánicos más importantes son trabajo de endurecimiento, recuperación dinámica y recristalización dinámica. La difusión se activa en esta etapa de alta temperatura tan pronto y las dislocaciones se activan durante la deformación plástica. La microestructura predominante de la recuperación dinámica es una estructura de granos y sub-granos bien definida. El nivel de los esfuerzos depende de los parámetros de temperatura, deformación y velocidad de deformación.

Los mecanismos de restauración dinámicos contrarrestan el trabajo experimentado en la deformación plástica durante la deformación. La forma de las curvas esfuerzo-deformación hablan de los mecanismos de restauración que han estado activos. Diagramas esfuerzo-deformación de ensayos mecánicos a alta temperatura probados a una velocidad de deformación constante y que sólo experimentan recuperación dinámica son caracterizadas por el incremento de fuerza a medida que la deformación procede hasta un valor constante como se muestra en la Figura 2.10 y esta estabilidad es determinada por el balance de los rangos de la acumulación de dislocaciones del mecanismo de endurecimiento y la reducción de las dislocaciones por recuperación. Las curvas esfuerzo-deformación características de metales que experimentan recuperación dinámica y recristalización dinámica se distinguen por el incremento de valores de esfuerzo, hasta que llegan a un valor máximo, en este paso ocurre la nucleación de nuevos granos durante el curso de la deformación. La curva de flujo exhibe un punto máximo con una caída subsecuente a un estado de valores estacionarios. El valor de este estado estable representa el balance entre el trabajo de endurecimiento, recuperación dinámica y recristalización dinámica.

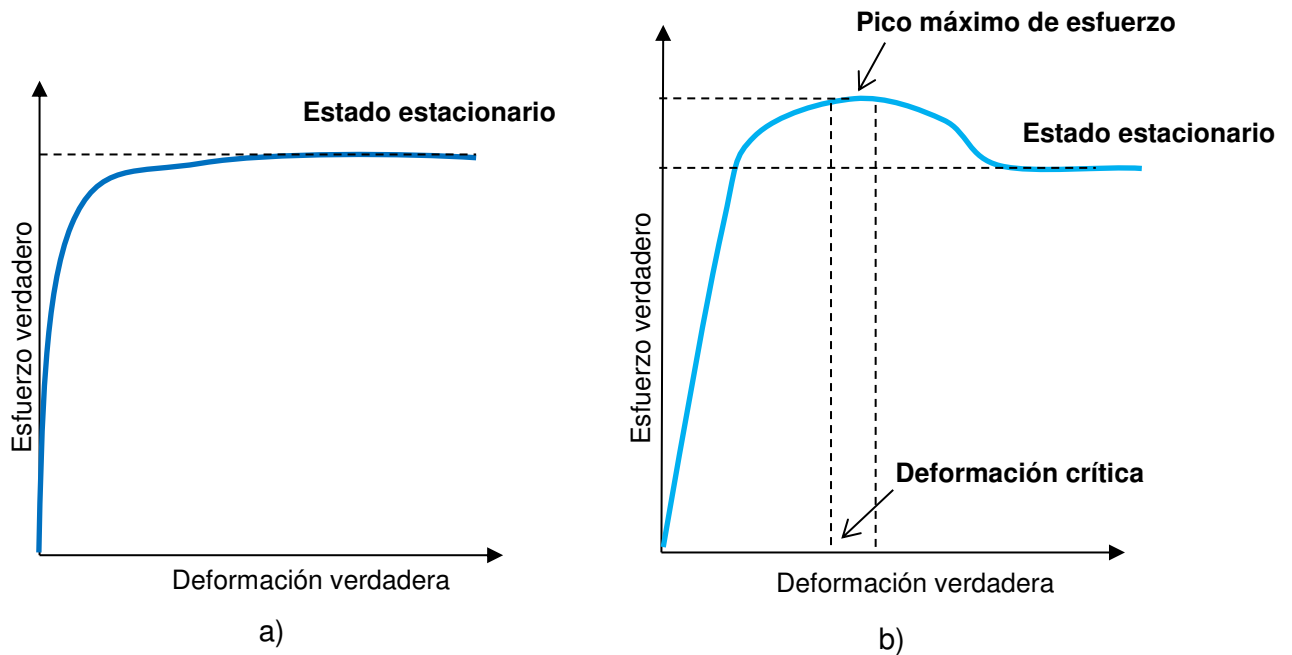


Figura 2.10. Curva característica del comportamiento de cinética de restauración a) recuperación dinámica. b) recuperación y recristalización dinámica.

2.6.1 Recuperación dinámica

En metales con alta energía de error de apilamiento (γ_{SFE}), como el aluminio y sus aleaciones y el hierro- α y los aceros ferríticos, el trepado de dislocaciones y el cruzado de dislocaciones pueden ocurrir fácilmente. La recuperación dinámica es por lo tanto rápida y extensiva a altas temperaturas y es usualmente la única forma de restauración dinámica que ocurre. La curva esfuerzo-deformación en este caso, es típicamente caracterizada por su incremento, seguido de un flujo constante o estable como lo muestra la figura 2.11

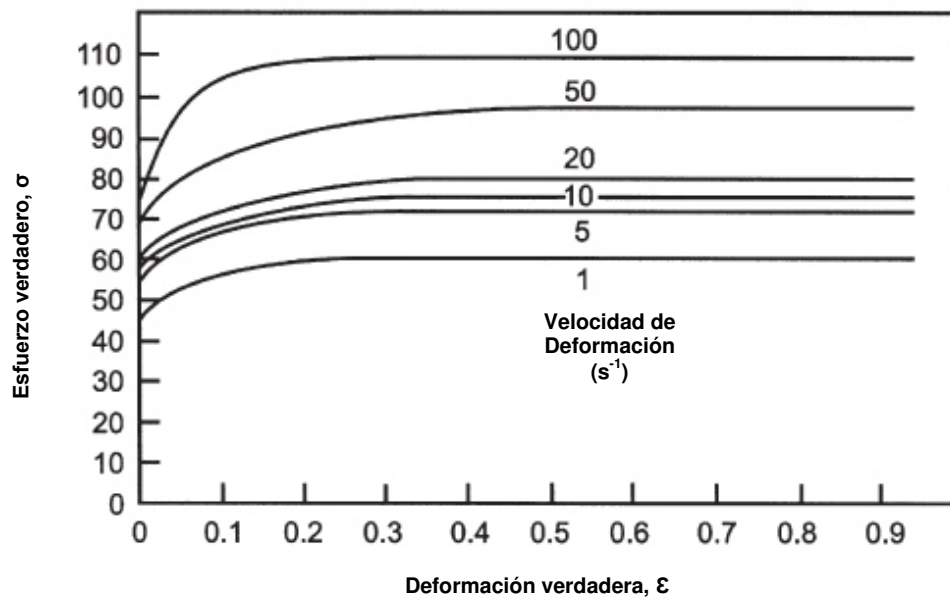


Fig. 2.11. Curvas esfuerzo-deformación de Al-1%Mg a 400°C, (Puchi et.al 1988) [14].

Durante las fases iniciales de la deformación existe un incremento en la curva de esfuerzo a medida que las dislocaciones interactúan y se multiplican. Sin embargo a medida que la densidad de dislocación aumenta, la fuerza motriz también y por consecuencia la tasa de recuperación. A una cierta deformación, los mecanismos de endurecimiento y la recuperación alcanzan un equilibrio dinámico, la densidad de dislocación permanece constante y un estado estacionario de esfuerzos de fluencia se obtiene como en el ejemplo del Al figura 2.11. Se debe de aclarar, que durante deformaciones con velocidades de deformación mayores a $\sim 1 \text{ s}^{-1}$ el calor generado por el trabajo de deformación no puede ser removido del espécimen y por lo tanto, la temperatura del espécimen aumenta durante la deformación. Esto puede causar una reducción en la curva de fluencia a medida que la deformación procede [14].

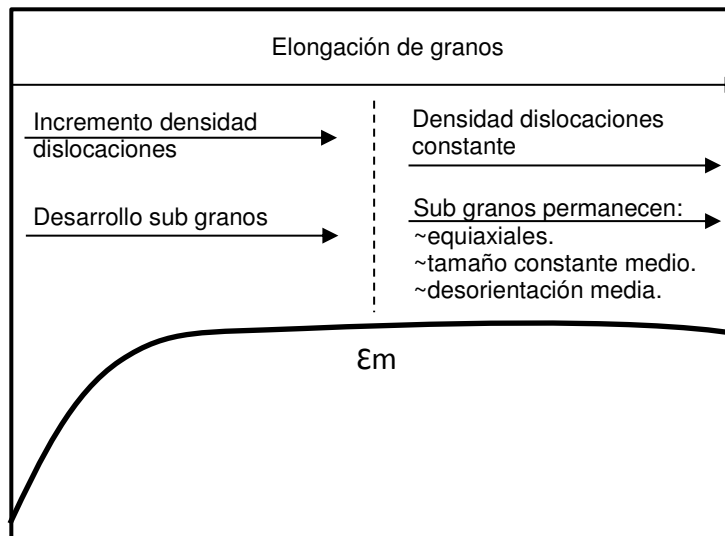


Fig. 2.12 Sumario de los cambios microestructurales en la recuperación dinámica. (Sellars 1986) [14].

La figura 2.12, es un resumen de los procesos microestructurales que suceden durante la recuperación dinámica.

2.6.2 Recristalización dinámica

En metales con baja energía de error de apilamiento, la recristalización dinámica puede ocurrir después o simultáneamente con la recuperación dinámica. Aunque una estructura débil de subgranos se forme durante la etapa inicial de deformación, la densidad de dislocación continúa incrementando a medida que la deformación procede hasta que alcanza el valor crítico. La alta densidad de dislocación provee suficiente energía de deformación para que la recristalización dinámica ocurra. Los elementos que experimentan un alto grado de recristalización dinámica en orden descendente son: Ni, γ Fe, Cu y Ag.

En los metales que ocurre el proceso de recristalización dinámica, la deformación crítica observada para recristalización se calcula a partir de las curvas esfuerzo-deformación. El pico en la curva de valores de esfuerzo, ocurre después de que ha tenido lugar una pequeña fracción de recristalización, así es que el pico de deformación (ϵ_p) es siempre mayor al del pico de deformación crítica (ϵ_c). El ϵ_p es fácilmente obtenido de los diagramas de esfuerzo-deformación. La relación de estos dos valores es difícil de estimar, pero ha sido considerado que en el caso de los aceros la relación es de $\epsilon_c = 0.8\epsilon_p$.

Así es que en procesos en donde la recuperación es lenta, como por ejemplo aquellos con baja o media energía de falla de apilamiento (γ_{SFE}), como el cobre, níquel y el hierro austenítico, la recristalización puede llevarse a cabo cuando una condición de deformación crítica sea alcanzada. Una explicación general de lo que sería la recristalización dinámica es la siguiente: nuevos granos se originan en los límites de granos viejos, pero como el material se continúa deformando, la densidad de dislocación de nuevos granos incrementa, así la fuerza motriz para el crecimiento de grano se detiene, y los granos recristalizados eventualmente cesan de crecer. Un factor adicional es la nucleación de granos en los límites de grano de otros.

Como se muestra en la figura 2.14, la curva típica de un material que pasa por la recristalización dinámica generalmente exhibe un pico ancho que es diferente de los otros.

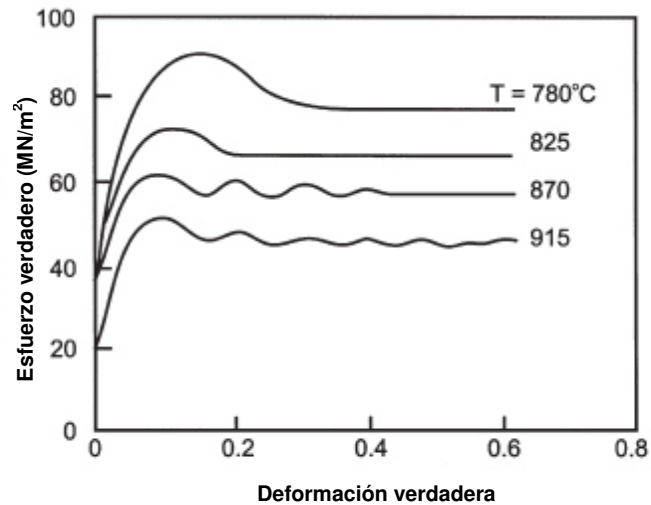


Figura 2.14. Efecto de la temperatura en las curvas esfuerzo-deformación de acero con 0.68%C, deformado en compresión axial. (Petkovic et al. 1975) [14].

2.6.2.1 Evolución microestructural durante la recrystalización

La recrystalización dinámica generalmente inicia en límites de grano de anterior configuración, en donde existe alta energía puesto que las fronteras de grano son más reactivas que los granos mismos, ya que los átomos a lo largo de las fronteras de grano están empacados de una manera menos eficiente y más desordenados. Como resultado, tienen una energía más elevada que los átomos en la red ordenada dentro de los granos. Como lo muestra el esquema de la Figura 2.15. Nuevos granos entonces se nuclean en los límites de los granos crecientes y de esa manera una banda gruesa de granos recrystalizados se forma como en la figura 2.15c. Si hay una diferencia entre el tamaño de grano inicial y los granos recrystalizados, entonces una estructura tipo collar se forma (b,c) y eventualmente el material se vuelve completamente recrystalizado (d)

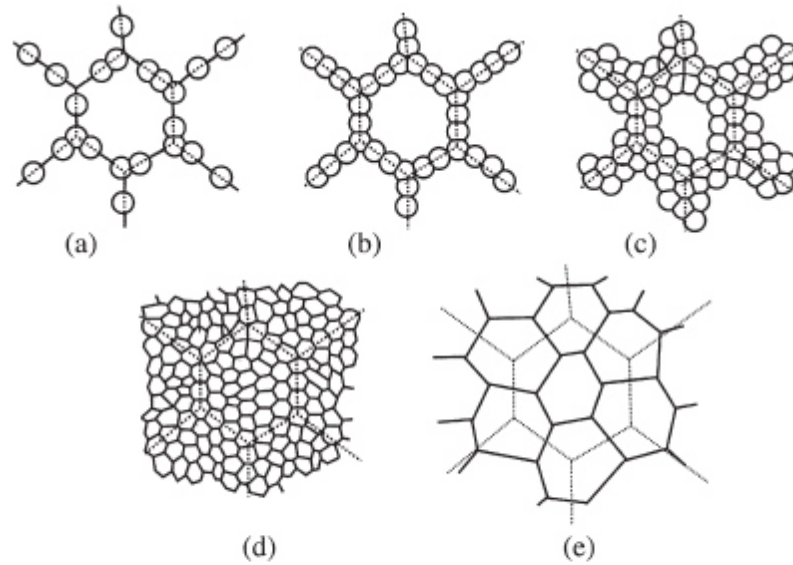


Figura 2.15.- Desarrollo de la microestructura durante la recrystalización dinámica. (a)-(d) Tamaño de grano largo inicial, (e) tamaño de grano inicial pequeño. Las líneas punteadas muestran los límites de grano de la anterior configuración.

2.7 Mecanismos de restauración estáticos

2.7.1 Restauración estática

Aunque los cambios microestructurales más drásticos ocurren durante la deformación a alta temperatura, después de ésta, la temperatura y la energía de deformación del metal trabajado aún son lo suficientemente altos como para modificar las propiedades del metal. En el tiempo entre intervalos de deformación los eventos metalúrgicos que modifican la microestructura y las propiedades del material son la recuperación estática y la recrystalización estática.

Para medir el grado de restauración después de un intervalo de tiempo, un índice de restauración puede ser obtenido de ensayos mecánicos con múltiples deformaciones y a través del análisis de sus curvas de fluencia. El

índice de restauración es indicativo de una restauración estática, pero no indica cuál de los eventos de restauración estáticos tuvo lugar. Éste índice es obtenido midiendo el cambio del flujo del esfuerzo como una función de tiempo de recocido después de una deformación de dos golpes, y se determina mediante la siguiente ecuación:

$$R_{\sigma} = \frac{\sigma_3 - \sigma_1}{\sigma_2 - \sigma_1} \quad \text{Ec. 2.3}$$

Donde R_{σ} es el índice de restauración, σ_1 es el esfuerzo de cedencia de la primera deformación, σ_2 es el esfuerzo inmediatamente después de la descarga, y σ_3 es el esfuerzo de cedencia de la segunda deformación. Se muestra la figura de los puntos anteriores en la Figura 2.16. Cuando se compara este índice de restauración contra la fracción recristalizada, indica la cantidad de recuperación experimentada por el metal.

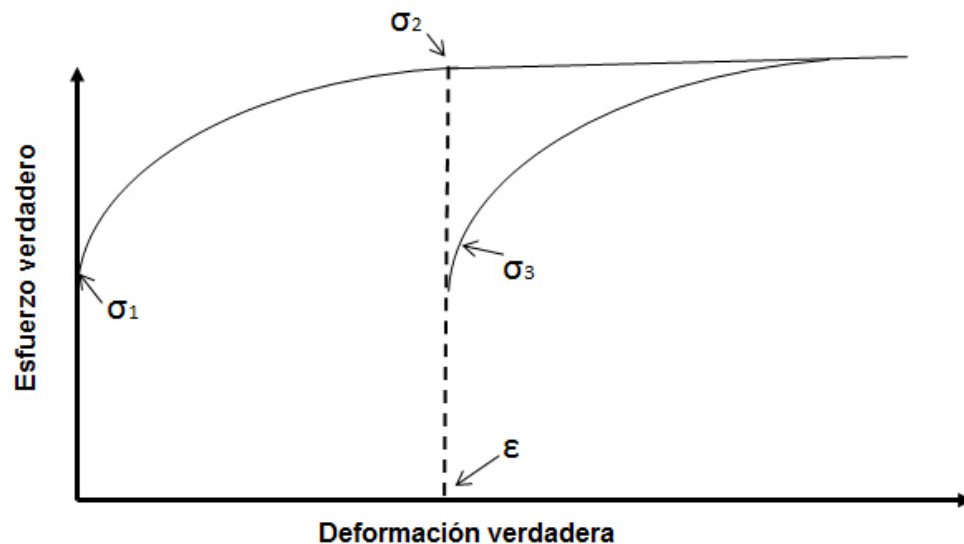


Figura 2.16.- Esquema representativo de los puntos críticos para el cálculo del índice de restauración

2.7.2 Recuperación estática

La recuperación estática esta fomentado por el fenómeno de difusión. Al igual que en la recuperación dinámica, en este evento se reduce la densidad de dislocaciones por aniquilación y por un reordenamiento de estado estable de las mismas que se representa por medio de la morfología de subgranos equiaxiales. Los defectos puntuales son removidos a medida que las dislocaciones se reacomodan, así también la textura cambia dependiendo de las condiciones de deformación previas. La recuperación estática se lleva a cabo antes o simultáneamente con la recrystalización estática y como en el caso de la recuperación dinámica, este proceso es responsable de la formación de núcleos de recrystalización. Los metales con alta energía de error de apilamiento experimentan más recuperación por la formación de una estructura de subgranos más estable que en metales con baja energía de falla de apilamiento.

Para este nivel, la recuperación dinámica ya se ha efectuado, así que los cambios que afecte a la microestructura son prácticamente menores.

Las diferencias entre la recuperación estática y dinámica a altas temperaturas pueden ser descritas en términos de movimiento de dislocaciones. En la recuperación dinámica, el movimiento de dislocaciones es usualmente por tipo cruzado, este movimiento es térmicamente activado y se incrementa a medida que la energía por fallo de apilamiento es mayor. Aunque es dependiente de este factor, es independiente de la movilidad de los defectos puntuales. En cambio en la recuperación estática, el trepado de dislocaciones es aumentado por los defectos puntuales producidos durante la deformación. La movilidad de sus vacancias solo se producen a sus temperaturas donde estas se activan. Durante este evento, el crecimiento de subgranos puede ocurrir por migración de fronteras de subgranos y coalescencia de subgranos.

2.7.3 Recristalización estática

La recristalización estática puede ocurrir cuando un material deformado es posteriormente recocido. También puede ocurrir total o parcialmente en el intervalo entre deformaciones en un programa de laminado. Se desarrolla seguido de un periodo de incubación en donde procesos de recuperación crean los núcleos recristalizados por la coalescencia o el crecimiento de subgranos. La nucleación de nuevos granos, como en la recristalización dinámica, se lleva a cabo en sitios preferenciales como a lo largo de las zonas de deslizamiento, límites originales de los granos, bandas de deformación y partículas largas en donde la energía para formar nuevos granos es reducida en comparación a otro lugar en el metal. En cambio, la recristalización dinámica que ocurre a altas temperaturas puede desarrollarse muy rápido cuando la deformación ha sido completada. Además se ha reportado que a medida que la temperatura de deformación se reduce el tiempo de recristalización gradualmente incrementa a cientos de segundos.

Después de la deformación, incluso hasta en el estado estacionario en la recuperación dinámica es alcanzado o la recristalización ha sido establecida, procesos estáticos hacen que se sigan produciendo cambio microestructural. Dichos cambios microestructurales los rige la energía almacenada debido a la deformación, y es relativamente facilitada por la difusión a altas temperaturas. En ciertas condiciones algunos de los eventos estáticos ocurren inmediatamente después de que la carga se libera del espécimen. Dando un margen de tiempo, esto será precedido de recristalización estática y si se lleva a cabo completamente, le precederá el crecimiento de grano. Los tiempos que se requieren para cada uno de los procesos varían para cada aleación dependiendo del historial termo mecánico. Es común que la recristalización no inicie entre los intermedios de los pases en el proceso de laminación, pero es común observar un

crecimiento de grano considerable. Por lo tanto la cinética de estos eventos, así como el tamaño de grano resultante debe de ser conocido precisamente. La cinética de la recristalización estática en trabajo en caliente se describe por la ecuación Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov:

$$X = 1 - \exp\left[-0.693\left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^k\right] \quad (\text{Ec.2.4})$$

Donde X es la fracción de volumen recristalizado después de un tiempo t . El exponente k tiene típicamente valores de 1 y 2, éste parámetro no es muy sensitivo a los parámetros de deformación.

2.8 Ensayos mecánicos a alta temperatura.

En este trabajo se realizaron dos tipos de ensayos mecánicos para determinar el comportamiento mecánico de las aleaciones Fe-Si, por lo que a continuación se describen en general los ensayos de compresión axial y los ensayos de compresión plana a alta temperatura.

2.8.1 Ensayo mecánico de compresión.

La compresión de un cilindro entre herramientas planas es una de las mejores pruebas para medir el esfuerzo en aplicaciones de conformado de metal. Este ensayo consiste en la aplicación de fuerzas compresivas a un material. Por lo común es un espécimen con geometría de cilindro y que debe de escogerse de acuerdo a la relación $\frac{L}{D}$, es decir, la longitud del cilindro debe de ser proporcional con su diámetro, bajo los siguientes valores:

1. Para $\frac{L}{D} > 5$, se presentará en la probeta el fenómeno de pandeo como lo muestra la figura (2.16) en su inciso a).
2. Para $\frac{L}{D} > 2.5$, se presentará la demostración física de los esfuerzos cortantes, como lo muestra el inciso b).
3. Para $\frac{L}{D} > 2$, será el doble abarrilamiento, si la fricción está presente en el contacto con las herramientas planas.
4. Abarrilamiento simple mostrado en el inciso d), cuando $\frac{L}{D} < 2.0$ y exista fricción en contacto con la superficies.
5. Será una compresión homogénea cuando $\frac{L}{D} < 2.0$ y no esté presente fricción en contacto con la superficies.
6. Inestabilidad compresiva (inciso f).

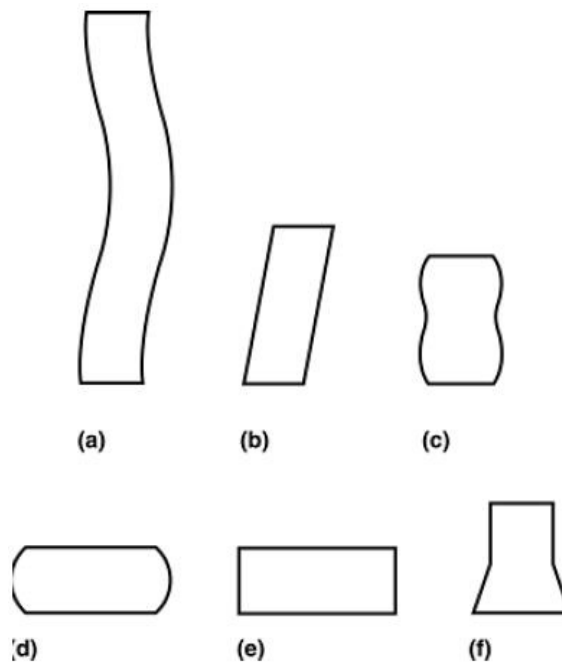


Fig. 2.16 Tipos de fenómenos presentes en los ensayos de compresión debido a la relación L/D de la probeta cilíndrica. [15]

Bajo ciertas circunstancias los ensayos de compresión tienen ventaja sobre otros métodos de prueba. Por ejemplo en cuanto a los ensayos de tensión se pueden obtener propiedades del comportamiento del metal como: deformación plástica, elástica, cedencia y sus propiedades de fractura. Sin embargo sus propiedades de deformación están limitadas por el fenómeno tipo cuello que se produce en el espécimen tras la aplicación de la fuerza externa. Para entender el comportamiento de los materiales bajo deformaciones plásticas mayores durante un proceso de deformación, las mediciones deben de hacerse más allá de ese límite. Los ensayos de compresión son una alternativa para esa limitación. Proveen información útil en deformación plástica y falla, pero ciertas precauciones deben de tomarse en cuenta a la hora de elegir las dimensiones del espécimen. A menudo ocurre el abarillamiento del espécimen cilíndrico, lo cual indica que la deformación no ha sido uniforme. Si el espécimen no a presentado esto, las pruebas han ocurrido sin fricción entre el espécimen y las bases compresoras. Las características generales en volumen de deformación elástica y plástica de materiales policristalinos son las mismas en ensayos de compresión y tensión.

En términos generales, los efectos de la temperatura en el comportamiento mecánico se clasifican en tres rangos básicos basados en la aplicación de la temperatura (T), relativa al punto de fusión (T_M), de un metal como se describió anteriormente.

Estos rangos de temperaturas están basados en procesos físicos que influyen el comportamiento mecánico a diferentes temperaturas, que a su vez son rangos usados en procesos de aplicación industrial específica.

2.8.2 Ensayo mecánico de compresión plana.

Las pruebas de compresión plana PSC (por sus siglas en inglés: Plane Strain Compression) es uno de los procedimientos usados para la generación de información de curvas esfuerzo-deformación de un material. Se obtiene información confiable y reproducible en altas deformaciones en ventaja de los ensayos de tensión y compresión axial, y también es apropiado para el estudio microestructural de especímenes relativamente largos. Sin embargo para determinar el esfuerzo y deformación verdadera, la información generada necesita de cierta corrección por fricción entre el espécimen y las herramientas y por la propagación lateral para el preciso reporte de la deformación plana. Puesto que el ensayo se lleva a cabo a alta temperatura, la lubricación se vuelve algo difícil, por ese motivo los datos de carga y desplazamiento necesitan la corrección por fricción entre los yunques de compresión y el espécimen.

La distribución de la deformación, la velocidad de deformación y la temperatura que se aplicarán al espécimen son puntos importantes a considerar incluso para pruebas con deformación y velocidad de deformación con valores nominales constantes. Esta heterogeneidad depende principalmente de la geometría del espécimen y de su coeficiente de fricción. Sin embargo, hasta ahora no existe ningún estándar para llevar a cabo estos ensayos, sino solo una guía que recopila trabajos realizados por los científicos que han usado este ensayo [17].

CAPÍTULO 3

Desarrollo Experimental

3.1 Introducción

En el presente trabajo se estudian los mecanismos de restauración de las aleaciones con 1, 2 y 3% contenido de silicio. La selección de estos materiales es debido a que abarcan el rango de transformación que se desea investigar. Las aleaciones que presentan la transformación de fase de $\gamma - \alpha$ son las correspondientes al 1%Si, mientras que las de 2 y 3% no presentan transformación dentro del intervalo de temperaturas estudiadas.

Es muy importante examinar el comportamiento del material variando las condiciones de prueba, se investiga de manera detallada los cambios que experimenta y se estudian los rangos en donde presenta cambios en su microestructura y valores mecánicos de esfuerzo.

Para esto, se desarrollaron matrices experimentales para el estudio de las aleaciones. Se realizaron los siguientes ensayos mecánicos a alta temperatura:

1. Ensayos de compresión axial.
2. Ensayos de compresión plana.

Los resultados de ambos ensayos son importantes para conocer los rangos de cedencia y resistencia del material. Pero se usan para tener dos alternativas y hacer el enfoque mecánico hacia dos puntos de vista, a saber, el estudiar mediante los primeros ensayos el comportamiento en un eje axial, y posteriormente hacia un punto de vista biaxial, y más análogo al proceso industrial real.

Y para tener bien marcado el concepto de resistencia mecánica, los datos que arrojaron ambos ensayos fueron corregidos de acuerdo a los parámetros de fricción, para una mejor interpretación y lectura de los resultados; dicho proceso se describirá a través de este capítulo.

3.2 Material de estudio

Se analizan tres tipos de aleaciones binarias Fe-Si con distintos contenidos de silicio 1, 2 y 3% Si. La composición química es mostrada en las Tablas 3.1. y 3.2. También se identifican las muestras para diferenciarlas en su contenido de silicio como se muestra en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1 Composición química de elementos mayoritarios y nomenclatura.

%Si	Elementos mayoritarios							Nom.Tipo
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	
1.0	0.008	1.0	0.036	0.007	<0.001	0.002	0.0183	A
2.0	0.006	2.03	0.037	0.001	0.005	0.003	<0.001	B
3.0	0.006	2.99	0.036	0.002	0.005	0.003	<0.001	C

Tabla 3.2 Composición química. Elementos minoritarios.

%Si	Elementos minoritarios					
	Cr	Cu	Ni	Mo	Ti	B
1.0	0.011	0.	0.008	0.008	0.003	0.003
2.0	0.015	0.007	0.017	<0.005	0.001	
3.0	0.014	0.006	0.016	<0.005	0.001	

El material fue obtenido de planchones laminados en caliente de aproximadamente 15mm de espesor de los cuales se extrajeron las probetas necesarias para los ensayos mecánicos que serán descritos en las siguientes secciones.

3.3 Diseño Experimental

El diseño general experimental consta de los siguientes rubros:

- a) Ensayos mecánicos de compresión axial a alta temperatura.
- b) Ensayos mecánicos de compresión plana a alta temperatura.
- c) Análisis metalográfico de las aleaciones.

Las principales variables que dominan los ensayos mecánicos son: temperatura, tiempo, velocidad de deformación, grado de deformación.

El material de las tres aleaciones fue obtenido de placas de planchón con geometrías variables, (debido al estudio previo de las mismas en aspectos de laminación y oxidación) pero con espesor constante de aproximadamente entre 15mm y 14.5mm.

A continuación se describen las matrices experimentales así como las geometrías del material y los equipos utilizados en la presente investigación.

3.3.1 Ensayos mecánicos de compresión axial.

Estos ensayos fueron realizados en la máquina de ensayos universal SHIMADZU Modelo AG-300KNX, cámara de temperatura de 300°C a 1100°C y procesador de datos Trapezium X en versión Single, que se muestra en la figura 3.1. Cuyo sistema automático de tornillos mecánicos estaba conectado hacia una computadora receptora de los datos de desplazamiento y fuerza. Y para recrear la atmósfera de alta temperatura, el equipo cuenta con un horno de resistencias adaptado al diseño de las mordazas y los platos compresores y así desempeñar un trabajo de temperaturas de entre los 700°C y los 1100°C. La temperatura fue monitoreada por medio de termopares adaptados la geometría cilíndrica que contaba con un pequeño orificio para el mismo.



Figura 3.1 Máquina universal de ensayos mecánicos SHIMADZU Modelo AG-300KNX

La geometría de la probeta para estos ensayos se muestra en la Figura 3.2, y estas dimensiones fueron condicionadas por la existencia de material y también por los parámetros para lograr una razón proporcional que fomentara la deformación homogénea al ser la relación $L/D < 2$ (longitud contra el diámetro de la probeta cilíndrica). Igualmente, se maquinó el espécimen paralelo a la dirección de laminado. Para el control de los incrementos de temperatura y la realización de los ensayos en la temperatura de prueba precisa, se le colocó un termopar tipo K en el centro de la probeta con un diámetro maquinado de 1.5mm.

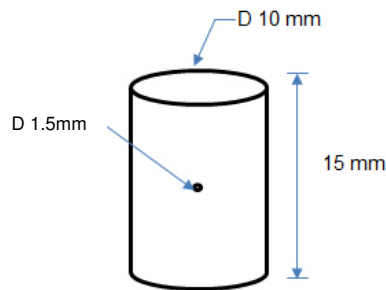


Figura 3.2. Geometría para los ensayos de compresión axial.

La metodología general para efectuar los ensayos de compresión axial, es numerada a continuación:

- 1.-Maquinar el espécimen con las dimensiones elegidas.
- 2.-Calibrar el sistema de compresión para carga, desplazamiento y temperatura.
- 3.- Lubricar la pieza e instalar el espécimen en el sistema.
- 4.- Deformar el espécimen a una temperatura y velocidad de deformación específica.
- 5.- Remover el espécimen del sistema y templar o dejar enfriar según parámetros.
- 6.- Analizar los datos y reportarlos.

3.3.1.1 Condiciones y parámetros

Puesto que se manejarían temperaturas a partir de los 700°C, se utilizó una dilución de grafito en polvo en base de agua para desempeñar como lubricante. Las condiciones fueron adecuadas inicialmente para que se llevara a cabo una compresión homogénea, es decir, sin fricción. Al eliminar la fricción en las superficies de contacto mediante los lubricantes, genera una superficie sin fricción entre espécimen y herramientas planas; sin embargo durante la compresión del material y aún más con la presencia del factor de alta temperatura, la presión entre el material y las herramientas se vuelve muy grande haciendo que el lubricante se exprima de entre la interfase y deje a los metales de la probeta y las herramientas en contacto directo, resultando en incremento de la fricción.

A continuación se despliega la matriz experimental en la tabla 3.4, de los que en total fueron 45 ensayos de compresión axial a alta temperatura. Esto es, 3 grupos de cada aleación binaria con 15 muestras cada grupo. Cada grupo fue dividido en 3 subgrupos de 5 muestras cada uno para probarlos bajo 5 temperaturas desde 700°C, ascendiendo en cifras de 100 hasta alcanzar los 1100°C, y a tres velocidades de cabezal 5, 50 y 500 mm/min cuyo valor será traducido finalmente a velocidad de deformación, el cual corresponde a 0.005 s^{-1} , 0.05 s^{-1} y 0.5 s^{-1} respectivamente.

Tabla 3.4. Matriz de ensayos de compresión axial.

Nomenclatura	Temp. Prueba (°C)	ϵ	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	Enfriamiento
A1-A15	700,800,900, 1000,1100	0.8	0.005, 0.05, 0.5	Agua
B1-B15				
C1-C15				

El espécimen fue previamente ensamblado entre las mordazas y el horno de calentamiento, antes de llevarlo a la temperatura de prueba. Fue sujetado a un monitoreo de temperatura por medio del programa Lab View por la información arrojada por el termopar. La metodología del ensayo es representado en el esquema de la figura 3.3. La probeta comprimida fue al final, templada en agua.

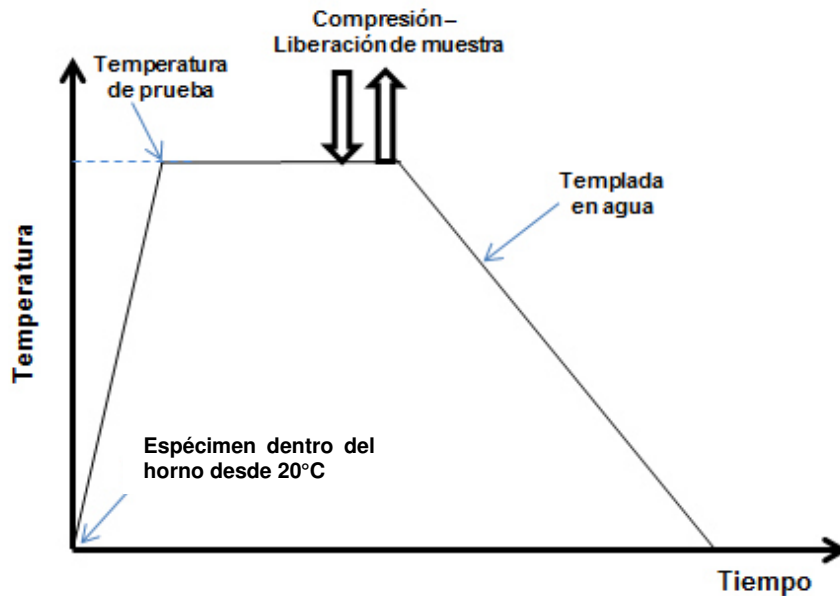


Figura 3.3 Esquema representativo de metodología experimental de ensayos de compresión axial.

3.3.1.2 Consideraciones

Para la elección de la geometría de la pieza, se ha recomendado que se rija con la siguiente ecuación que describe la proporción preferencial entre la altura inicial (h_o) y el diámetro inicial de la probeta (d_o), y así fomentar la deformación homogénea. En el presente trabajo, la razón de relación fue de 1.5.

$$\text{Razón de relación} = \frac{h_o}{d_o} = 1.2 \text{ a } 1.8 \quad (\text{Ec.3.1})$$

El coeficiente de abarilamiento (B) que se presenta cuando hay fricción, se puede determinar mediante la siguiente ecuación:

$$B = \frac{h_f d_f^2}{h_o d_o^2} \quad (\text{Ec. 3.2})$$

En donde h_f es la altura final de la probeta cilíndrica, d_f es el diámetro final de la probeta después del ensayo, h_o es la altura inicial de la probeta y d_o es el diámetro inicial.

Para calcular el esfuerzo verdadero para un espécimen cilíndrico se da con la siguiente ecuación:

$$\sigma = \frac{P}{A} = \frac{4P}{\pi D^2} = \frac{4Ph}{\pi D_o^2 h_o} \quad (\text{Ec.3.3})$$

En donde P es la carga, A es el área transversal, D y D_o son el diámetro instantáneo y el diámetro inicial del espécimen respectivamente, h y h_o son la altura instantánea e inicial del espécimen respectivamente.

La deformación verdadera ε esta dada por:

$$\varepsilon = \ln \frac{h_o}{h} \quad (\text{Ec. 3.4})$$

En cuanto a las correcciones por fricción en las curvas de fluencia aplicadas a los datos de los ensayos de compresión uniaxial, las ecuaciones constitutivas son las siguientes:

Para la fricción por deslizamiento en compresión uniaxial, existe la relación (Sellars et al, 1976):

$$\frac{\bar{p}}{2k} = \frac{2}{m^2} [\exp(m) - m - 1] \quad (\text{Ec.3.5})$$

Donde $m = \mu d/h$ y d es el diámetro instantáneo. Según Sellars et al. 1976, existe la fricción adherente, en los ensayos de compresión uniaxial de manera parcial cuando:

$$\frac{d}{h} > \frac{1}{\mu} \ln \frac{0.577}{\mu} \quad (\text{Ec.3.6})$$

Pero $\mu < 0.577$. En este caso, $\bar{p}/2k$ es definido por (Sellars et al. 1976) como:

$$\frac{\bar{p}}{2k} = \frac{2}{m^2} [(n + 1) \exp(m - n) - m - 1] + \frac{n^2}{m^2} \left(\frac{0.577}{\mu} + 0.577 \frac{f}{3h} \right) \quad (\text{Ec.3.7})$$

Donde $n = \mu f/h$, (Ec.3.8)

$$Y f = d - \frac{h}{\mu} \ln \frac{0.577}{\mu} \quad (\text{Ec.3.9})$$

3.3.2 Ensayos de compresión plana.

El desarrollo experimental de estos ensayos fue realizada junto con la cooperación de una de las instituciones del convenio FONCICYT, fue la Universidad Técnica de Minas de Freiberg (TUBAF), en específico el Instituto de Conformado de Metal, localizado en Alemania en el estado de Sajonia.

Debido al inventario del material, se condicionó de nuevo la geometría del espécimen, tomando en cuenta la referencia de las consideraciones vistas en la referencia anteriormente citada [17], y que serán expuestas más adelante. Se siguió la siguiente ruta de plan experimental para realizar estos ensayos. Se ilustra en la figura 3.4.

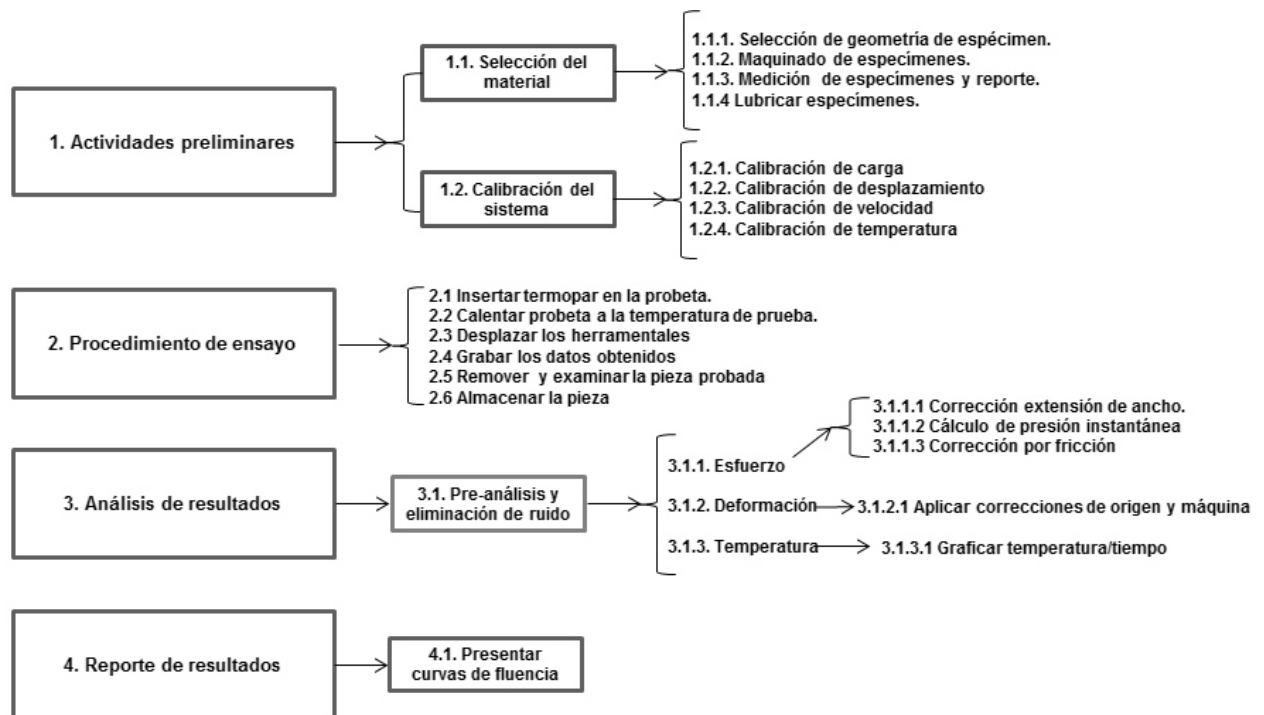


Figura 3.4. Plan experimental para ensayos de compresión plana.

Existen dimensiones críticas en la geometría de la probeta que se deben de elegir bajo ciertas consideraciones. Estas dimensiones están condicionadas al ancho del dado compresor y el espesor de la probeta. En la figura 3.5 se muestra las dimensiones de la geometría en estos ensayos. De la misma manera se maquinó paralela a su dirección de laminación.

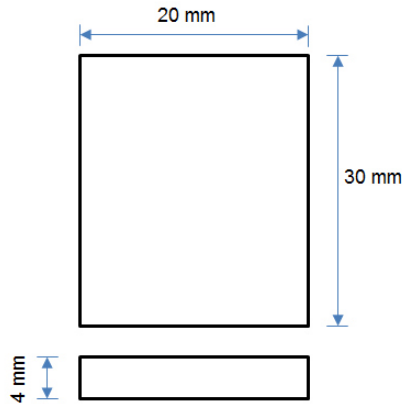


Figura 3.5. Geometría para ensayos de compresión plana.

El equipo mecánico de prueba consistió en un sistema servo hidráulico de compresión, denominado WUMSI por sus siglas en alemán, “Warmumformsimulator”; lo cual es una máquina simuladora de trabajo en caliente para compresión plana (Figura 3.6).



Figura 3.6. Equipo WUMSI en la TUBAF.

Las probetas previamente fueron sometidas a un recocido de 1000°C para homogenizar su microestructura y también antes de ser sometidas al ensayo de compresión se le hizo un recocido a la temperatura de austenitización a saber, 1100°C. Los hornos utilizados (Figura 3.7) para esta condición fueron provistos también por la TUBAF y sus características principales son un rango de temperatura hasta los 1700°C, cuentan con un vacío de 10-5 milibares y se trabajó con una atmósfera de gas inerte.



Figura 3.7. Instalaciones de hornos utilizados en la TUBAF.

Como se observa en la ilustración de la figura 3.6 el cabezal de la máquina está diseñado para comprimir un herramental cilíndrico, que a su vez en su interior, tiene un dado con las dimensiones específicas de acuerdo a nuestro espécimen. También el cilindro cuenta con un orificio para el termopar.

El lubricante que se usó para estas pruebas de alta temperatura y así evitar fricción fue una dilución de polvo de vidrio en base de agua de la marca SCHOTT- Glasswerke. El cilindro, los dados y el espécimen fueron ensamblados en conjunto y se le calentó hasta la temperatura de prueba para después montarlos en la WUMSI y efectuar el ensayo. El herramental y los dados planos interiores se ilustran en la figura 3.8.

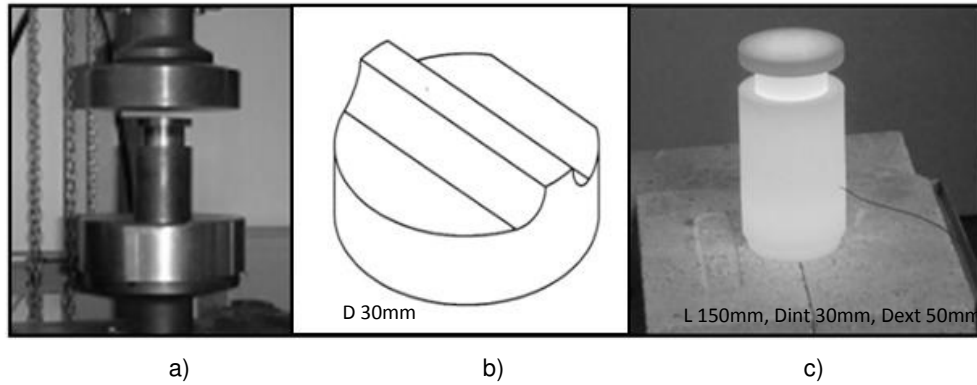


Figura 3.8. a) Cilindro b) Dado interior c) Ensamble con termopar.

3.3.2.1 Condiciones y parámetros

Las condiciones de la compresión plana minimizan el efecto de abarillamiento ocurrido en los ensayos de compresión axial debido a fricción y está diseñada especialmente para geometrías similares a hojas de acero delgadas. En esta prueba una hoja de metal es comprimida por dos dados cuya representación son ilustradas en la figura 3.9. En donde l es la longitud del espécimen, b es el ancho del espécimen y h es su espesor. En cuanto a la herramienta compresiva plana, L se refiere al ancho del herramental y w a su longitud, cuya área estará directamente en contacto con el espécimen. Las restricciones elásticas de esta prueba previenen contra la extensión del ancho de la probeta, de ahí que se le llama deformación plana. Existe deformación en la dirección en la que se mueve el herramental compresor y en la dirección normal a la longitud del herramental.

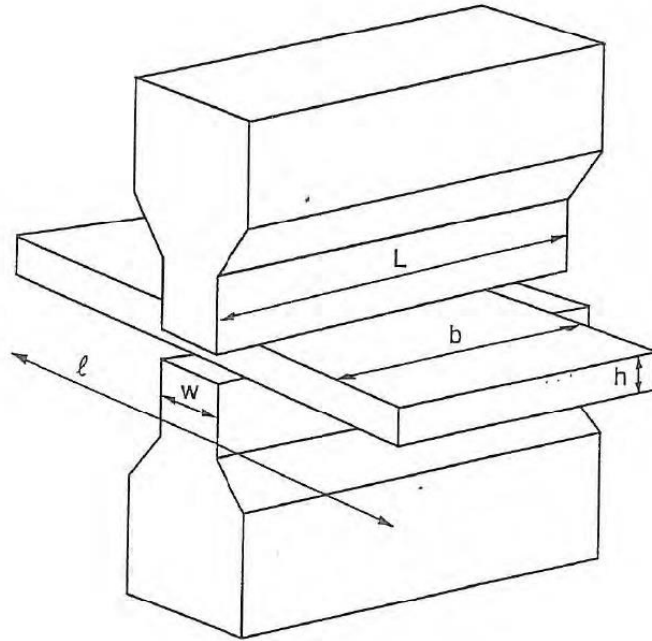


Figura 3.9. Representación de herramientas y espécimen de ensayos de compresión plana.

Para asegurar la deformación plana, se deben de tener en cuenta los valores mostrados en la siguiente tabla (Tabla 3.5).

Tabla 3.5. Relaciones para el aseguramiento de la compresión plana [17].

Variable	Nombre	Relación	Valores preferenciales	Valores permitidos
B_R	Proporción de anchura	$B_R = \frac{b}{w}$	5	≥ 3
H_R	Proporción de altura	$H_R = \frac{h}{w}$	0.67	≤ 0.67
l_R	Proporción de longitud	$l_R = \frac{l}{w}$	3	≥ 3

En el presente trabajo los valores de las relaciones de proporción de anchura, altura y longitud son 5, 0.66 y 3.33 respectivamente. Los valores

anteriores fueron asignados para cumplir lo más próximo a los valores preferenciales.

Para investigar la cinética de restauración se efectuaron ensayos de compresión plana con dos golpes, y entre golpes se dejaron pasar intervalos de tiempo de 5, 50 y 500 segundos. Se representa el esquema experimental y la matriz de ensayos en la figura 3.10 y la tabla 3.6 respectivamente.

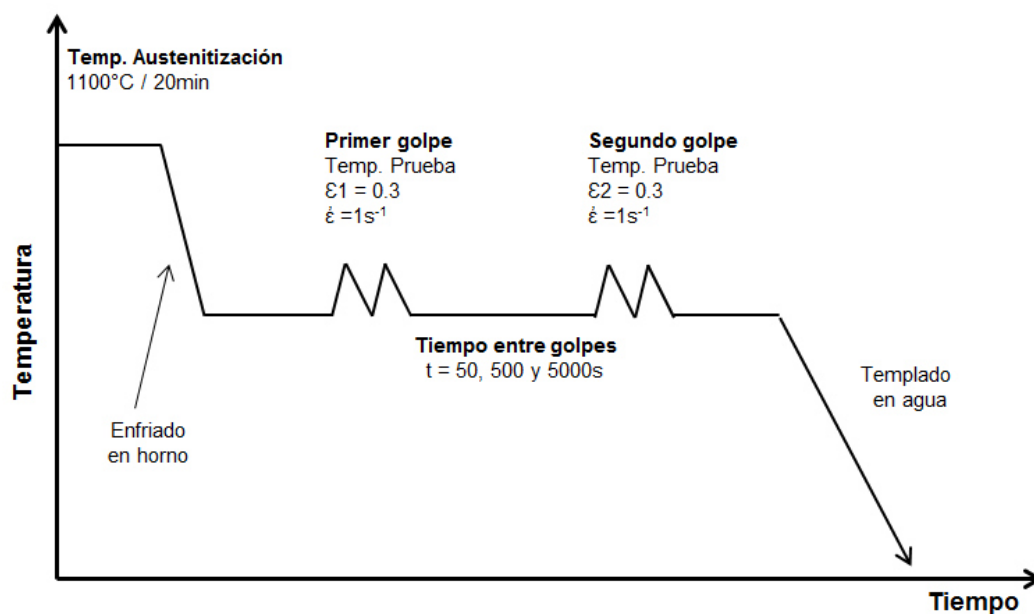


Figura 3.10. Esquema experimental para pruebas de dos golpes en compresión plana.

Tabla 3.6. Matriz de ensayos para ensayos de compresión plana (dos impactos).

Material	Temp. Austen.	Temp. Prueba	H0 (mm)	ε1	H1 (mm)	Tiempo	H0 (mm)	ε2	H1 (mm)	ε̇	Enfriamiento
A1-B1-C1	1100°C	900°C	4	0.3	2.96	50 seg.	2.96	0.3	2.19	1s-1	Agua
A2-B2-C2						500 seg.					
A3-B3-C3						5000 seg.					
A4-B4-C4		50 seg.									
A5-B5-C5		500 seg.									
A6-B6-C6		5000 seg.									

Para investigar y observar el comportamiento completo de las curvas de fluencia, se realizó la prueba con solo un golpe y a 0.6 de deformación. En la figura 3.11 se representa el esquema experimental y en la tabla 3.7 está la matriz de ensayos.

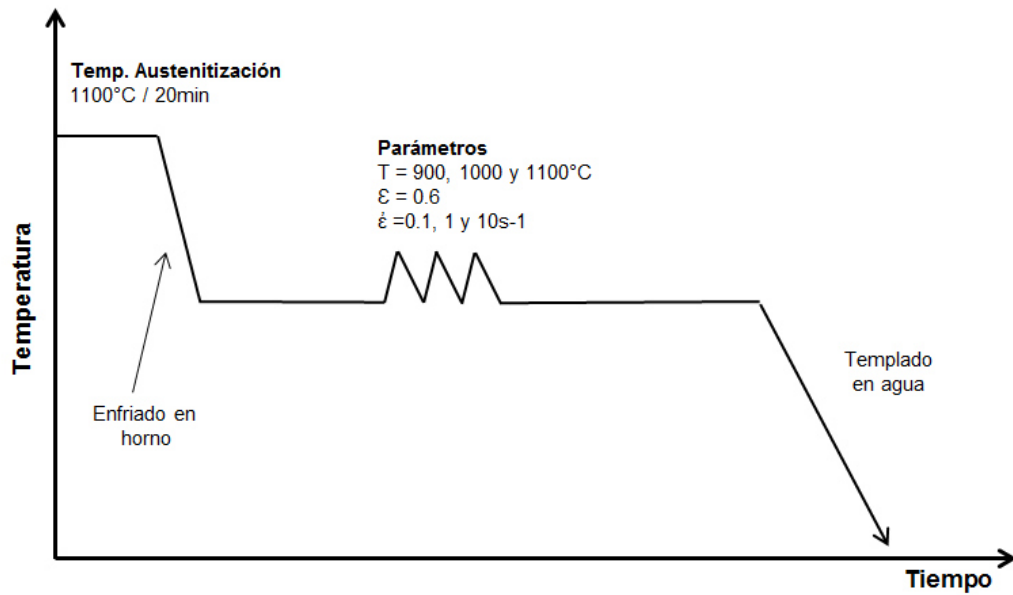


Figura 3.11. Esquema experimental para pruebas de un golpe en compresión plana.

Tabla 3.7. Matriz de ensayos para ensayos de compresión plana (un impacto)

Nomeclatura Material	Temp. Austen.	Temp. Prueba	H0 (mm)	ε	H1 (mm)	ε̇	Enfriamiento
A7-B7-C7	1100°C	900°C	4	0.6	2.19	0.1s-1	Agua
A8-B8-C8							
A9-B9-C9							
A10-B10-C10		1000°C				1s-1	
A11-B11-C11							
A12-B12-C12						10s-1	
A13-B13-C13		1100°C					
A14-B14-C14							
A15-C15-B15							

En total se efectuaron 45 ensayos mecánicos de compresión plana, 27 correspondientes a un solo golpe y 18 a dos golpes.

3.3.2.2 Consideraciones

Para el cálculo del esfuerzo verdadero y la deformación verdadera en los ensayos de compresión plana se establecen las siguientes ecuaciones respectivamente:

$$\sigma = \frac{P}{wb} \quad (\text{Ec.3.10})$$

Donde P son los valores de carga, w es el ancho del herramental compresivo y b es el largo del espécimen. Para el cálculo de la deformación verdadera se tiene:

$$\varepsilon = \ln \frac{h_0}{h} \quad (\text{Ec. 3.11})$$

En donde h_0 se refiere al espesor de la pieza inicial y h al espesor de la pieza instantáneo.

Las siguientes ecuaciones son las consideraciones generales para los datos obtenidos de los ensayos de compresión plana. A continuación se describen en las siguientes secciones.

La corrección por expansión de anchura se lleva a cabo puesto que el espécimen se extiende lateralmente (Figura 3.12) cuando es deformado por la carga, es necesario hacer una corrección de esa extensión cuando se calcule la presión instantánea.

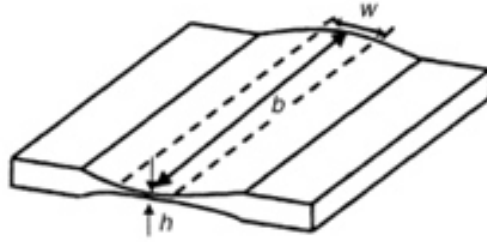


Figura 3.12 Extensión lateral del espécimen de compresión plana.

Una relación empírica acerca de esta extensión, es la reportada por Sellars et al. (1976), que define al coeficiente de expansión C_b a partir de las dimensiones del espécimen antes y después de la prueba.

$$C_b = \frac{(b_f/b_o) - 1}{1 - (h_f/h_o)^{0.5}} \quad (\text{Ec.3.12})$$

Donde b_o es el ancho inicial del espécimen y b_f es el ancho final: h_o se refiere al espesor inicial de espécimen y h_f al espesor final. Se demuestra la pieza final después del ensayo en la figura 3.13.

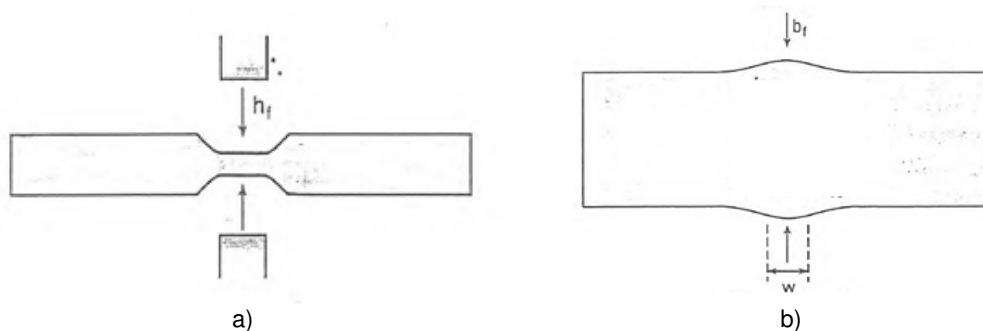


Figura 3.13. a) Espesor final del espécimen. b) Ancho final del espécimen.

La corrección de origen se lleva a cabo muchas veces en la elaboración de las curvas de fluencia, los datos no nacen a partir del origen o cero. Estos datos deben de ser corregidos, ya sea por el espesor del lubricante (que en este caso es despreciable) o por la no linealidad cuando se grafican la carga y el desplazamiento (Figura 3.14). Generalmente a pruebas de compresión plana a altas temperaturas se emplean lubricantes a base de vidrio, el cuales al final de la prueba pueden constituir un 0.2mm del espesor final de espécimen. El método de corrección por origen fue inicialmente propuesto por Colás-Ortiz (1983). En su estudio, analiza factores como el lubricante, la desalineación de las herramientas de trabajo y la posible deformación de los herramentales por la pieza.

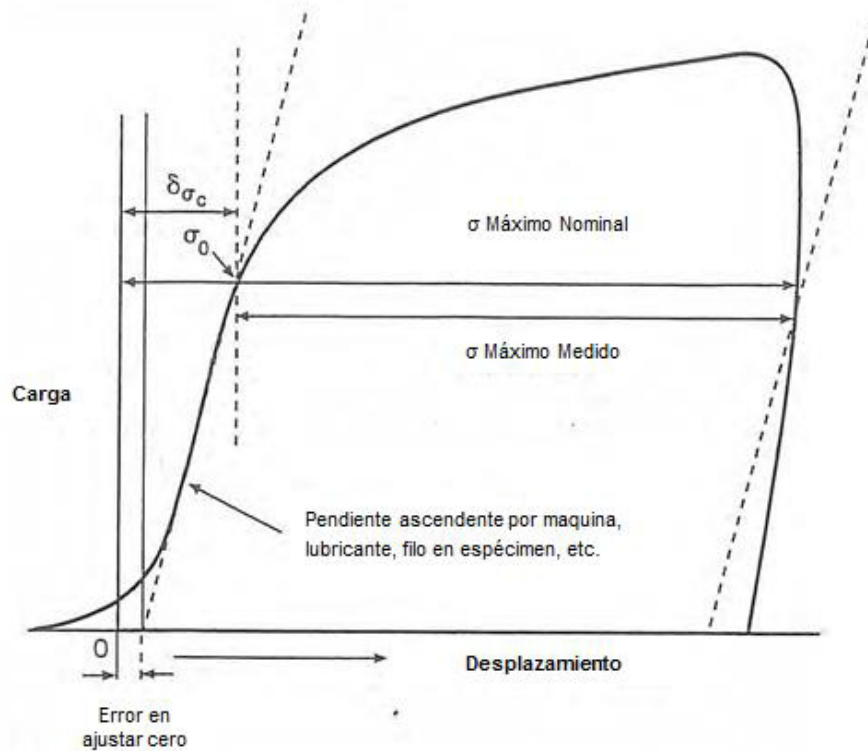


Figura 3.14. Esquema de variables para la corrección de origen.

La corrección por fricción se realiza si la proporción de la geometría para los ensayos (w/h) incrementa, la fricción incrementará. Así que es recomendable que la razón w/h sea 1.5 ó menor. Mientras la fricción entre las herramientas y el espécimen incrementa, la presión requerida para la cedencia incrementa.

Con referencia a las condiciones de aproximación durante la laminación que propuso Hill (1950), y que también son aplicables a los ensayos de compresión plana, se asumen para la siguiente consideración valores pequeños para μ (fricción de deslizamiento) y $w > h$, Rowe (1965) derivó una expresión que describe la presión promedio ejercida por las herramientas en términos de esfuerzos cortantes, k .

$$\frac{\bar{p}}{2k} = \frac{h}{\mu w} \left[\exp \left[\frac{\mu w}{h} \right] - 1 \right] \quad (\text{Ec.3.13})$$

En donde μ es el coeficiente de fricción, h es el espesor instantáneo, w es el ancho del herramental y k es el esfuerzo de cedencia de esfuerzos cortantes.

A medida que el coeficiente de fricción aumenta, la fricción pasa de ser de deslizamiento a fricción adherente. Este punto es determinado por la siguiente ecuación (Sellars et al, 1976):

$$Z_o = \left(\frac{h}{2\mu} \right) \ln \left(\frac{1}{2\mu} \right) \quad (\text{Ec.3.14})$$

Y para determinar si es fricción deslizante o adherente, se toman en cuenta las siguientes condiciones:

1.- Si $Z_o > \frac{w}{2}$, La fricción de deslizamiento está presente en toda la cara de la herramienta.

2.- Si $Z_0 < \frac{w}{2}$, entonces una banda de anchura $(w - 2Z_0)$ existe en el centro de la herramienta en donde habrá fricción adherente acompañado de fricción deslizante en algún lado de la banda.

Lo anterior se expresa mediante la siguiente relación (Foster, 1981).

$$\frac{\bar{p}}{2k} = \frac{h}{\mu w} \left(\frac{1}{2\mu} - 1 \right) + \frac{(w/2 - Z_0)}{\mu w} + \frac{(w/2 - Z_0)^2}{hw} \quad (\text{Ec.3.15})$$

Las consideraciones anteriores fueron extraídas de a la guía de buena práctica basada en múltiples investigaciones (17), y un estudio de los ensayos de compresión plana por medio del elemento finito (18).

3.3 Caracterización del material de estudio.

En esta sección se describe los procedimientos realizados para la preparación metalográfica de las muestras, así como su estudio por medio de equipos de análisis específico para los fenómenos que se estudian en el presente trabajo.

3.3.1 Preparación de muestras

Las aleaciones fueron inicialmente obtenidas de un planchón resultante de un programa de laminación en caliente de longitud variable para cada grado de silicio, pero cuyo espesor era constante de 15mm. Las muestras cilíndricas y planas fueron cortadas según el área transversal de estudio, la representación esquemática se observa en la figura 3.15. Con consideración importante que desde su maquinado fueron direccionadas paralelas a la dirección de laminación.

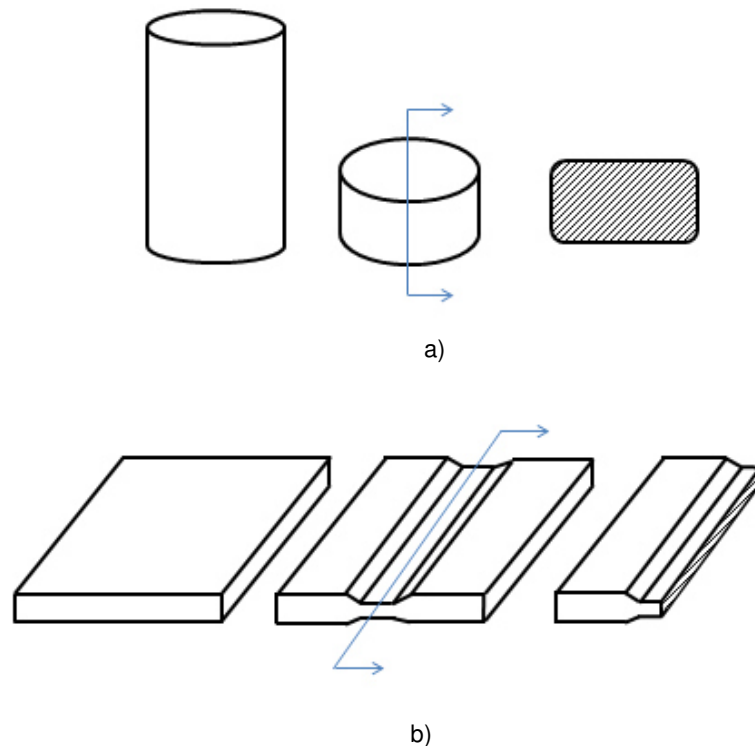


Figura 3.15. Secciones estudiadas de a) Especímen compresión axial.
b) Especímen compresión plana.

A las 45 muestras de compresión axial se les cortó transversalmente de acuerdo a la zona deseada y posteriormente fueron montadas en resina epóxica convencional marca Struers Multifast. Para la preparación metalográfica se les desvastó con lijas de grados 500, 800, 1200, 2400 y 4000. Posteriormente se les sometió a pulido fino con paños duros y suspensión de diamante de $3\mu\text{m}$ y $1\mu\text{m}$ para la obtención de acabado espejo. A las 45 muestras de compresión plana se les cortó de acuerdo a la zona a estudiar y no fueron montadas en ningún tipo de resina, sino que fueron montadas en un sujetador de acero inoxidable fabricado de acuerdo a las dimensiones de la muestra.

Con esto, se realizó la preparación metalográfica convencional con lijas y seguidamente del pulido fino con paños duros y suspensiones de diamante, así como pasta de diamante de $6\mu\text{m}$ y $1\mu\text{m}$. Finalmente las muestras fueron atacadas químicamente con el reactivo Nital al 2% para la revelación de su microestructura.

La caracterización microestructural de las muestras se efectuó en el microscopio óptico OLYMPUS BXiS con cámara tipo SC30 con procesador de imágenes Stream Motion, que se muestra en la figura 3.16.

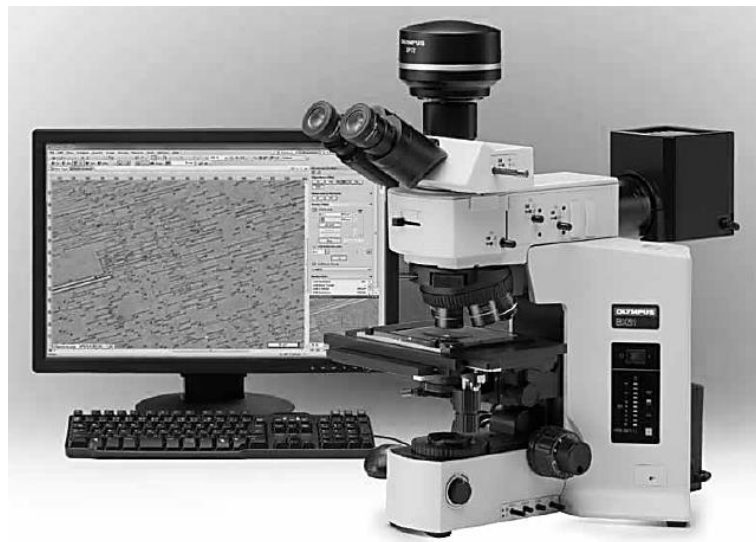


Figura 3.16. Microscopio óptico y analizador de imágenes.

3.3.2 Tamaño de grano.

El cálculo del tamaño de grano para las metalografías efectuadas en este trabajo se efectuó por medio del método de intercepción descrito en el estándar de la ASTM E112. El microscopio óptico anteriormente referido en la presente tesis, cuenta con un método que engloba los métodos de intercepción de grano propuestos por Heyn, Hilliard y Abrams, los cuales serán descritos brevemente.

De acuerdo al método de intercepción lineal propuesto por Heyn, el tamaño de grano es calculado de acuerdo a las veces que una línea de prueba intercepta un grano. En este método hay dos conceptos: la intercepción y la intersección.

Una intercepción es un segmento de línea de prueba que cruza un grano. Una intersección es un punto en donde una línea de prueba es cortada por un límite de grano. Cuando se cuentan intercepciones, los segmentos finales de línea que penetran dentro de un grano, son contados como media intercepción. Cuando se cuentan intersecciones, los puntos finales de una línea de prueba que toca a un grano, no se denominan intersecciones y no son contados excepto cuando el segmento de línea toca exactamente un límite de grano, ahí es en donde media intersección será registrada según la norma estándar ASTM E112.

Los procedimientos de intercepciones circulares se usan como métodos para un control más preciso y más adecuados como rutina manual para los procedimientos de cálculo de tamaño de grano en control de calidad. El uso de círculos de prueba, en lugar de líneas es una técnica recomendada por Hilliard [32]. De ahí que cuando el tamaño de grano no sea equiaxial totalmente, sino distorsionado por procesos de deformación, el uso de circunferencias sea más adecuado ya que elimina la tendencia al error en las mediciones. Como en todos los procesos de intercepción, la precisión aumentará cuando el número de intercepciones aumente, ya que esta

precisión está basada en la desviación estándar de las intercepciones contadas. Dentro de esta misma rama, Abrams propuso un procedimiento en donde se usan tres circunferencias. Basado en un descubrimiento experimental que un registro de 500 intercepciones por muestra normalmente llevaban a una precisión aceptable, desarrolló un patrón que consiste en tres circunferencias concéntricas e igualmente espaciados entre sí, con una circunferencia de 500 mm como se muestra en la figura 3.17. Este procedimiento mide la intercepción lineal media, su desviación estándar tiene un límite de confianza del 95% y un porcentaje relativo de precisión.

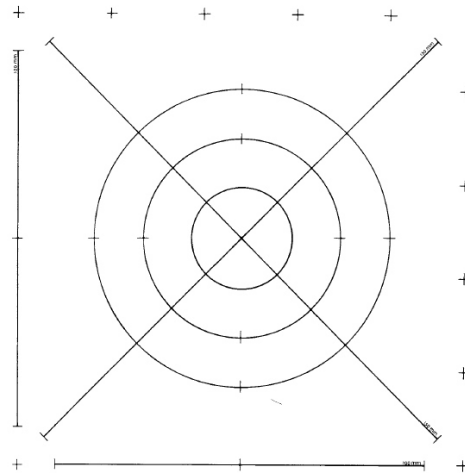


Fig.3.17 Patrón de prueba para el conteo de granos por el método de intercepción

El cálculo general para este método conjunto se describe a continuación. Se calcula el número de intercepciones por unidad de longitud y las de límite de grano mediante las intercepciones efectuadas por los límites de grano y las líneas de prueba mediante las siguientes ecuaciones:

$$\bar{N}_L = \frac{N_i}{L/M}$$

$$\bar{P}_L = \frac{P_i}{L/M}$$

En donde N_i y P_i son el número de intercepciones o intersecciones contadas en el campo, L es la longitud total de la línea de prueba (500 mm) y M es la magnificación. El cálculo de la longitud de intercepción lineal media está dado por:

$$\bar{\ell} = \frac{1}{\bar{N}_L} = \frac{1}{\bar{P}_L}$$

El valor promedio de n determinaciones para \bar{N}_L , \bar{P}_L y $\bar{\ell}$ es usado para determinar microscópicamente el grano ASTM (G)

.Los términos de cada ecuación son descritos a continuación más detalladamente. En donde cada término significa:

N_i = Número de intercepciones con una línea de prueba.

N_L = Número de intercepciones por unidad de longitud de una línea de prueba.

L = Longitud de una línea de prueba.

M = Magnificación usada.

P_L = Número de intercepciones de límite de grano por unidad de longitud de una línea de prueba.

P_i = Número de intercepciones de límite de grano con una línea de prueba.

$\bar{\ell}$ = Longitud de intercepción lineal media.

CAPÍTULO 4

Resultados y Discusión

4.1 Descripción de resultados.

A continuación se presentan los resultados y la discusión de los ensayos mecánicos correspondientes a compresión axial y plana. Estos ensayos se eligieron de la matriz experimental con el fin de estudiar el comportamiento de las curvas de fluencia incluyendo los parámetros y valores que influyen en los ensayos mecánicos tales como la velocidad de deformación, el grado de deformación, tiempo, temperatura y así mediante el análisis de éstos obtener el comportamiento mecánico de cada aleación, incluyendo sus comportamientos de restauración estático.

Los especímenes de compresión tanto axial como plana, fueron maquinados para que coincidieran con la dirección de laminación.

Los ensayos de compresión axial se realizaron en un sistema estructural de dos columnas que incorpora un sistema de guía del cabezal para prevenir la

aplicación de fuerzas laterales al espécimen durante la prueba. El cabezal se mueve a través de dos tornillos sin fin, un servo motor de alta precisión y un sistema servo DC para lograr una variedad de velocidades a lo largo el rango de extensión.

Los ensayos de compresión plana fueron llevados a cabo en un sistema servo hidráulico controlado por computadora (WUMSI), que simula condiciones similares a la del proceso de laminación industrial con la excepción de la extensión de anchura, que no sucede en el proceso real.

Bajo las condiciones de compresión plana de dos impactos, permiten estudiar el comportamiento de restauración de las tres aleaciones binarias de 1, 2 y 3% de silicio.

Como ya fue descrito en la sección 2.2.3.2, las temperaturas críticas obtenidas por calorimetría diferencial de barrido son un dato de referencia importante para la interpretación de las curvas de fluencia obtenidas en los ensayos mecánicos. Es importante enfatizar que para la única aleación que sufre transformación de fase de la zona ferrita a la zona austenítica es la de 1% contenido de silicio. Sus temperaturas Ac_1 es de 972.1°C, Ac_3 es de 1001.2°C.

A continuación se muestran los resultados obtenidos para cada uno de los ensayos realizados en esta investigación.

4.2 Resultados de aleaciones Fe-Si con 1% Si

4.2.1 Curvas de fluencia de ensayos de compresión axial.

En la Figuras 4.1 a 4.5 se presentan las curvas de fluencia para los ensayos de las aleaciones con 1% de silicio probados a compresión axial con velocidades de deformación 0.005s^{-1} , 0.05s^{-1} y 0.5s^{-1} agrupadas por rangos de temperatura.

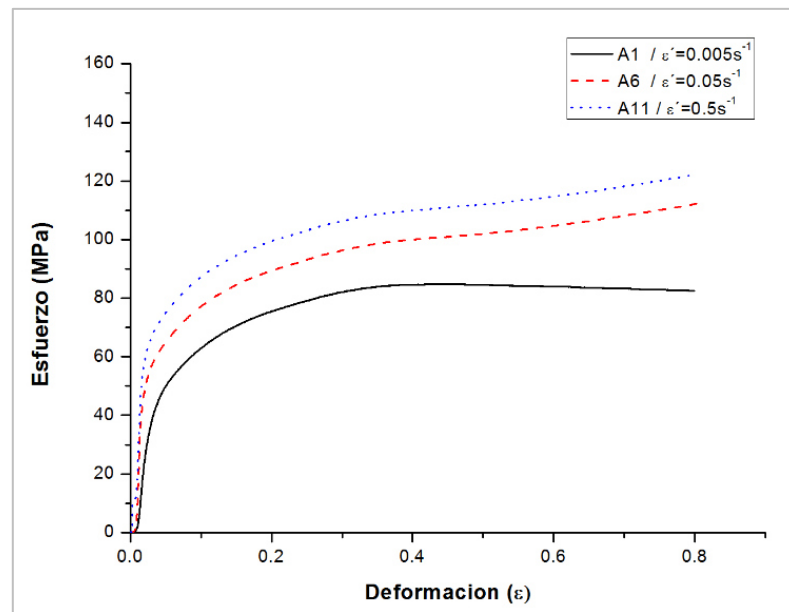


Figura 4.1. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 700°C .

En la Figura 4.1 se describe un comportamiento mecánico esperado, a saber, a medida que la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) aumenta igualmente los valores de esfuerzo verdadero (σ). También se observan curvas típicas de recuperación al tener el pico con el valor máximo de esfuerzo al término del grado de deformación.

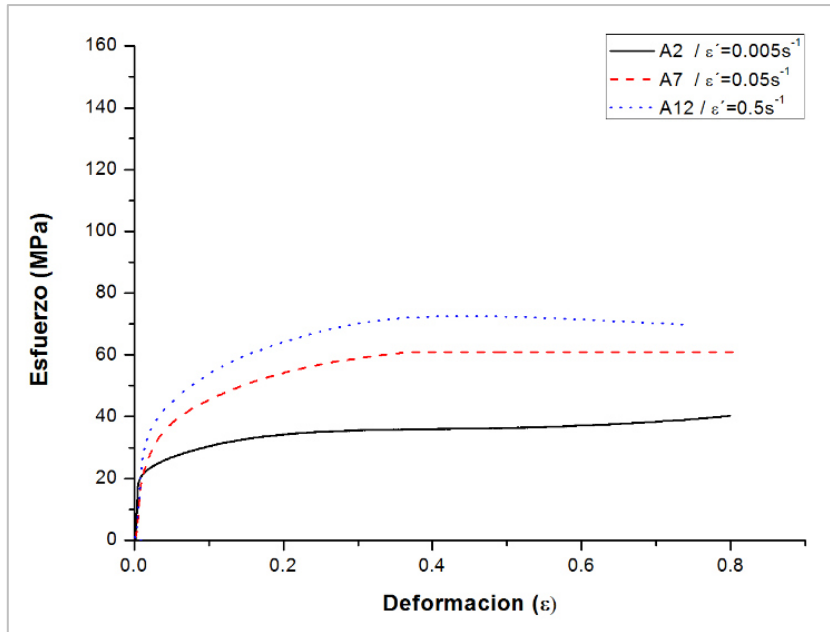


Figura 4.2. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 800°C.

Al aumentar la temperatura a 800°C observamos un decremento en los valores de esfuerzo e igualmente las condiciones de que a medida que la velocidad de deformación aumenta, se registran valores mayores de esfuerzo con respecto a las otras velocidades de deformación menores.

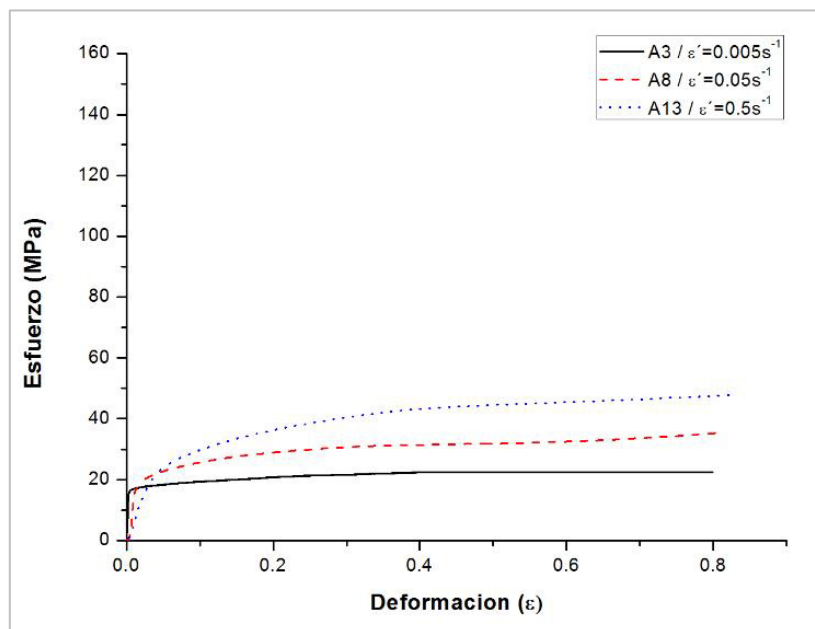


Figura 4.3 Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 900°C.

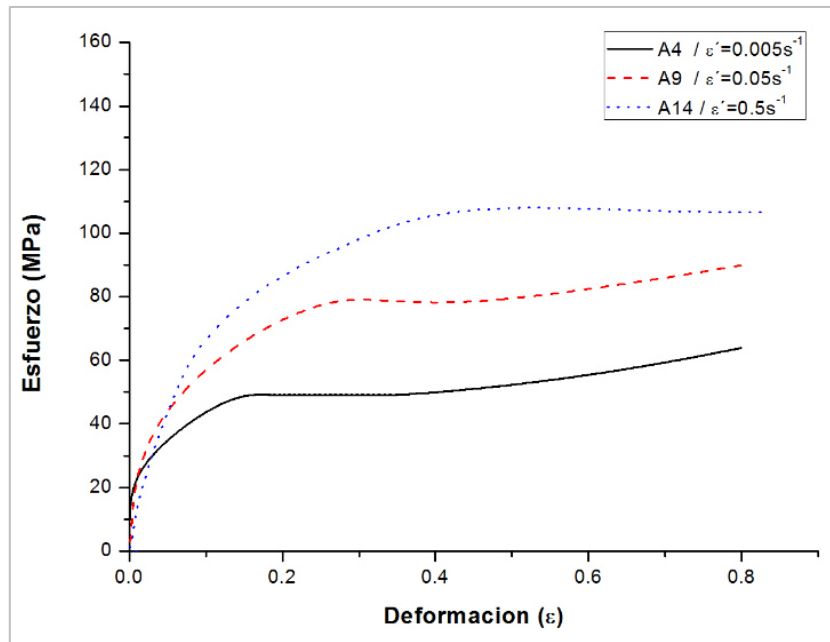


Figura 4.4 Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 1000°C.

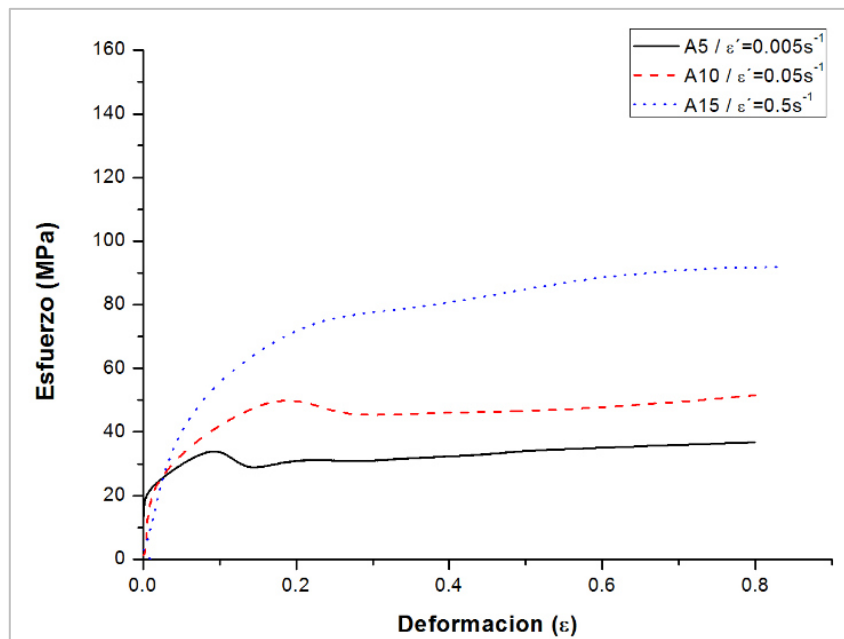


Figura 4.5 Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 1100°C.

Es importante destacar de la Figura 4.3 en donde se exponen las curvas de fluencia para la temperatura de prueba de 900°C, que sus valores de esfuerzo corresponden a los de menor valor entre los ensayos de esta categoría. Esto se justifica con el hecho que esta temperatura de prueba es cercana a la temperatura de transformación de fase ferrita-austenita.

Posteriormente en las Figuras 4.4 y 4.5 podemos ver un posterior aumento para los ensayos probados a las temperaturas de 1000°C y 1100°C. En las curvas correspondientes a 1100°C se puede observar una ligera oscilación en la curva de la muestra A5. Posiblemente sea producto de la fricción a alta temperatura del espécimen con los platos del cabezal, aunque se utilizó grafito líquido, como es el rango de temperatura alto presenta esta variación bajo estas condiciones.

4.2.1.1 Esfuerzos promedio.

Para observar con mayor detalle los valores numéricos y rangos en donde oscilan cada prueba de acuerdo a su temperatura de ensayo, se realizó una tabulación de acuerdo a los esfuerzos promedio en función del inverso de la temperatura absoluta.

Se evaluaron los esfuerzos medios a partir de las curvas de fluencia a cuatro valores de deformación mediante la siguiente ecuación:

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\varepsilon_f} \int_0^{\varepsilon_f} \sigma d\varepsilon \quad (\text{Ec. 4.1})$$

En donde la integral representa el área debajo de la curva de fluencia desde 0 hasta el valor de deformación específico (ε_f), cuyos valores son 0.1, 0.2, 0.4 y 0.8. Esto aplicado a los ensayos de compresión axial y compresión plana de un impacto.

En las Figuras 4.6 a 4.8, se muestran los resultados para las muestras con 1% de Si con referente a los ensayos de compresión axial. Se muestran los resultados de cada aleación registrando una escala máxima tabulada de 160 MPa en el eje de las ordenadas y sus correspondientes temperaturas de prueba en el eje de las abscisas.

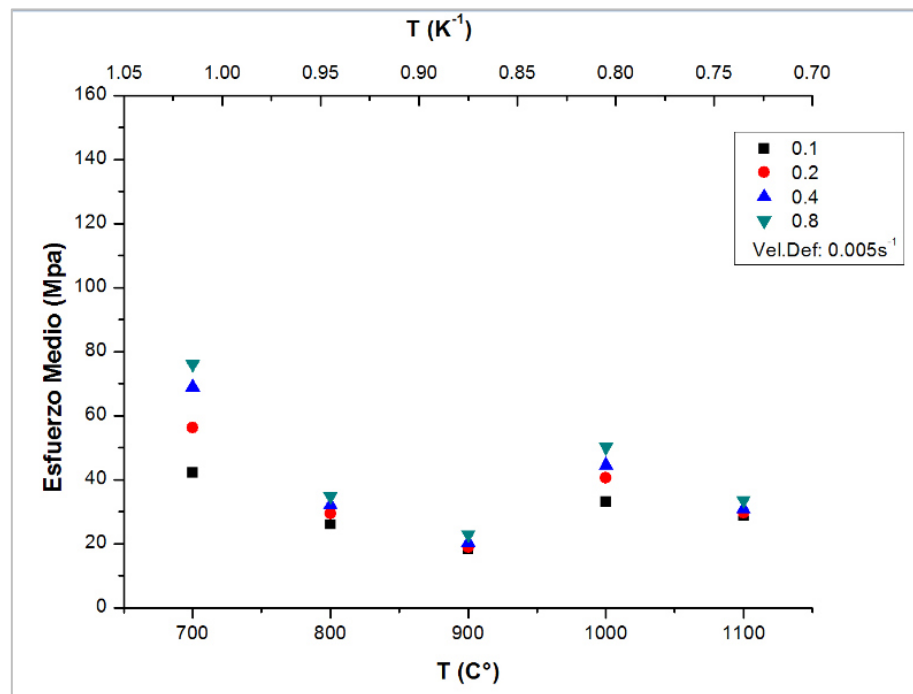


Figura 4.6. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras A1-A5) de compresión axial de 1% Si con $\dot{\epsilon}$ de $0.005s^{-1}$

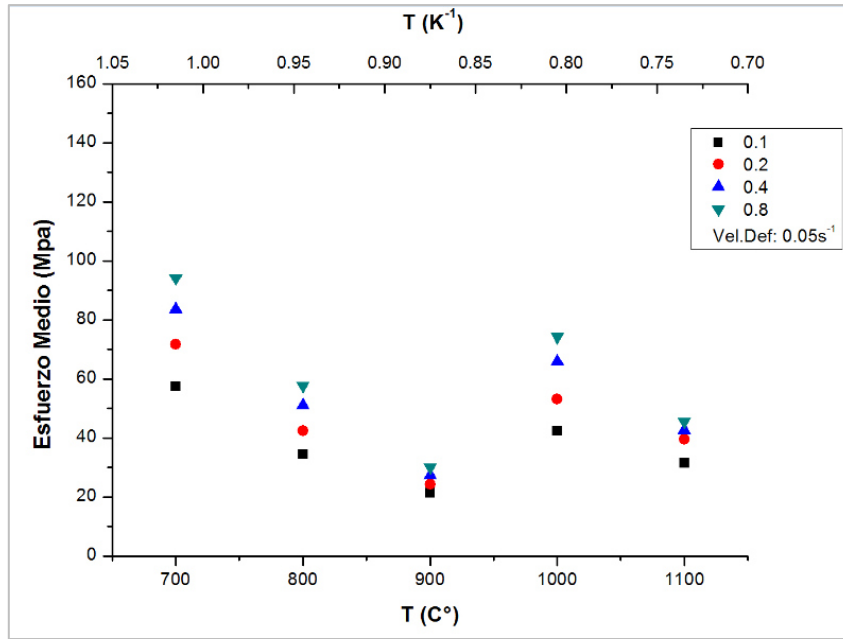


Figura 4.7. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras A6-A10) de compresión axial de 1% Si con $\dot{\epsilon}$ de $0.05s^{-1}$

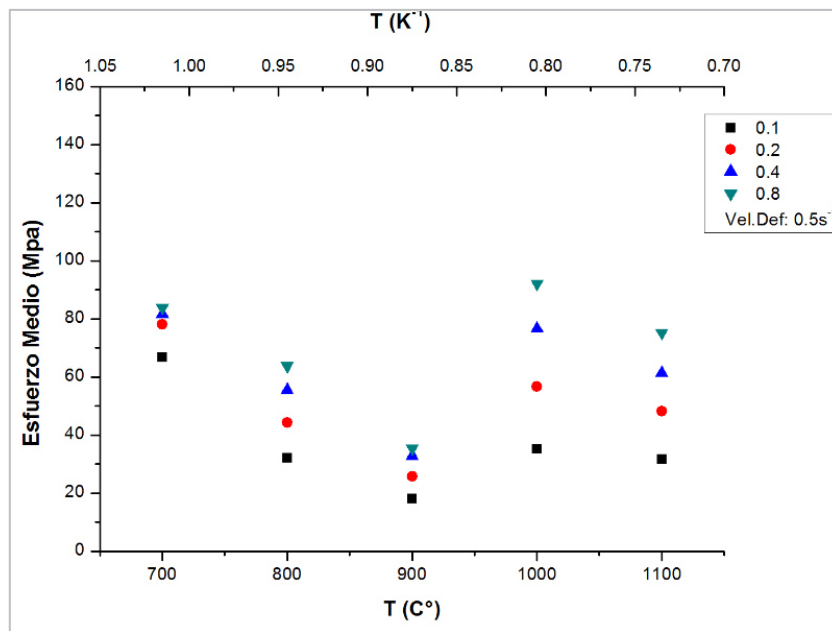


Figura 4.8. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras A11-A15) de compresión axial de 1% Si con $\dot{\epsilon}$ de $0.5s^{-1}$

Como se puede observar a través de las Figuras 4.6 a 4.8 los valores menores corresponden al los ensayos entre los rangos de temperatura de prueba 800° y 900°C. Se puede apreciar una constancia de esta afirmación, pues se repite en todos los ensayos, no siendo influenciada por la variación en los parámetros de velocidad de deformación de cada grupo de ensayos, contrario a la temperatura que si manifiesta una influecia determinante.

4.2.1.2 Caracterización microestructural.

Se presentan a continuación las metalografías realizadas, para las muestras de compresión axial con 1% de silicio. Las microestructuras de la Figura 4.9 son correspondientes a la Tabla 4.1

Tabla 4.1 Condiciones experimentales de las metalografías de ensayos de compresión axial

Contenido Silicio (%)	Temperatura (C°)	Grado de deformación	Velocidad de deformación	Metalografías
1	700-900-1100	0.8	0.05s ⁻¹	3

Como cuantificación particular se observa en las metalografías la clara transición de los granos elongados y en estado deformado (a), al estado de reconfiguración y la transformación (b) hasta el crecimiento de grano (c).

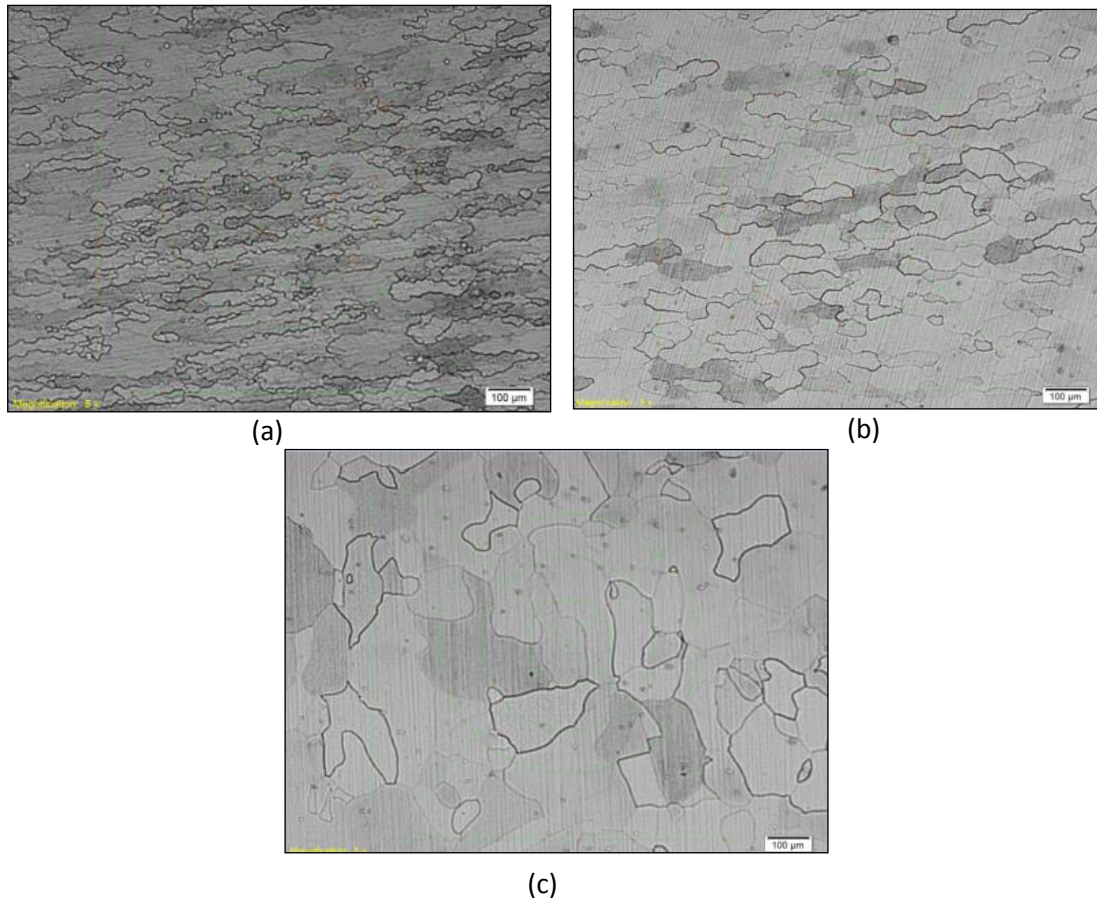


Figura 4.9 Metalografías de aleaciones Fe-Si con 1% de Si, (a) 700°C (b) 900°C (c) 1100°C

4.2.1.3 Tamaño de grano

A continuación se reportan los valores correspondientes a las muestras de compresión axial de la aleación con porcentaje de 1% en peso de silicio. Las denominaciones reportada en micras ($\bar{\ell}$) corresponde a la media de la longitud de intercepciones.

La Figura 4.10 representa el tamaño de grano para las metalografías mostradas en la sección 4.2.1.2.

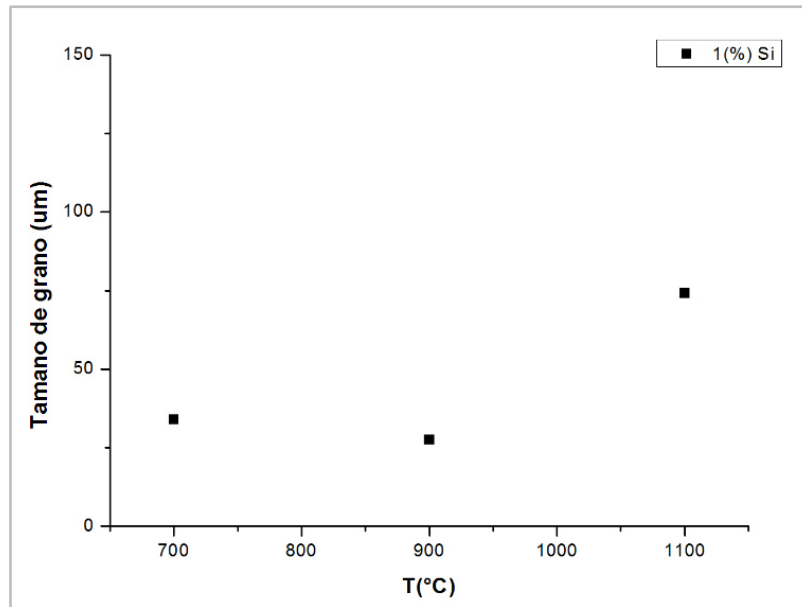


Figura 4.10 Tamaño de grano para ensayos de compresión axial (1%Si).

Se observa un típico crecimiento de grano de una aleación sometida a un aumento gradual en la temperatura, a medida que aumenta la temperatura el tamaño de grano crece.

4.2.2 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana un impacto.

Estos ensayos mecánicos fueron dirigidos en dos modalidades: uno de compresión plana con un solo impacto a tres diferentes velocidades de deformación de $0.1s^{-1}$, $1s^{-1}$ y $10s^{-1}$ en tres grupos de ensayos bajo temperaturas de $900^{\circ}C$, $1000^{\circ}C$ y $1100^{\circ}C$. El otro modo fue realizado con dos impactos, con un intervalo de tiempo entre impacto de 5, 500 y 5000 segundos. A una velocidad de deformación constante de $1s^{-1}$ y a temperaturas de $900^{\circ}C$ y $1100^{\circ}C$.

Se presentan inicialmente los ensayos de modalidad de un impacto. Las Figuras 4.11 a 4.13 presentan los resultados de las muestras A7 a la A15 para compresión plana.

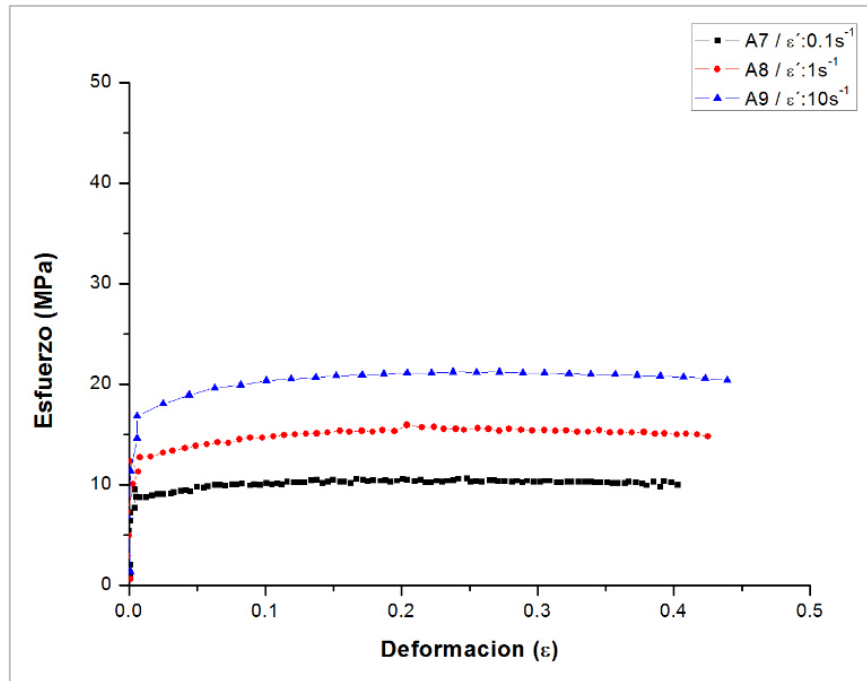


Figura 4.11. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 1% de Si.

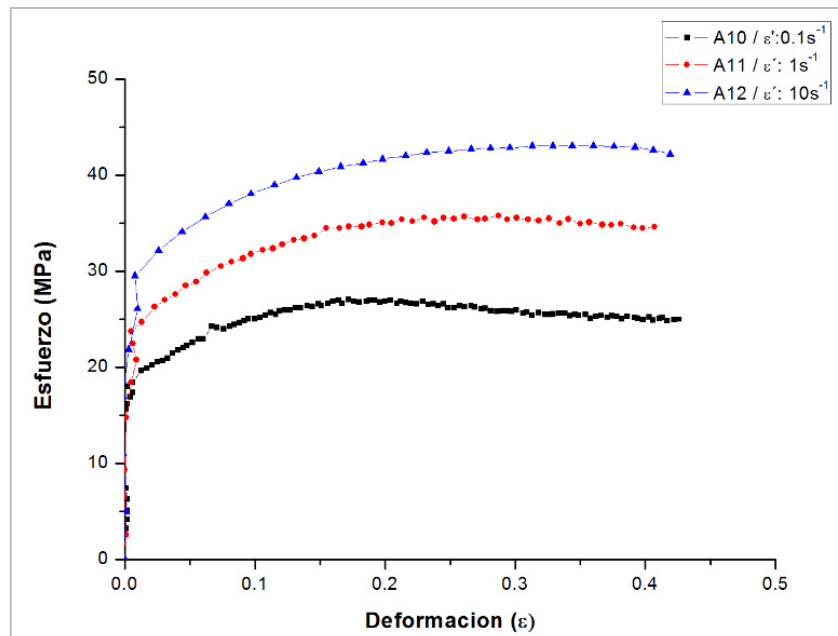


Figura 4.12. Curvas de fluencia de compresión plana a 1000°C de aleaciones con 1% de Si.

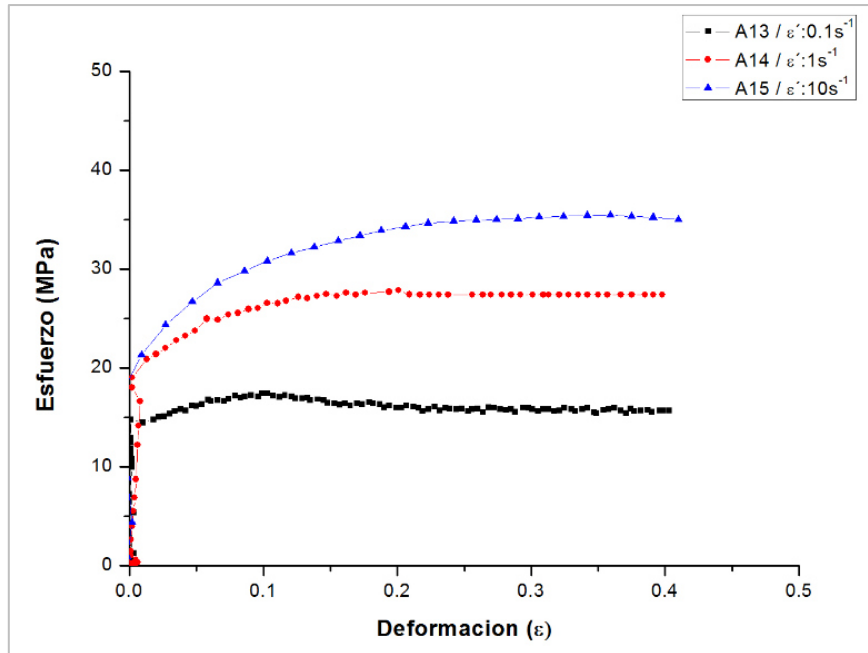


Figura 4.13. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 1% de Si

Al igual que en los ensayos de compresión axial, aunque los parámetros varían en velocidad de deformación y grado de deformación, la temperatura tiene una evidente influencia en el desempeño mecánico para la temperatura de prueba a 900°C. La siguiente sección cuantifica y presenta las graficas de esfuerzo promedio para una mejor visualización.

4.2.2.1 Esfuerzos Promedios

Se tabularon los valores de esfuerzo promedio para el análisis de los ensayos de compresión plana modalidad de un impacto correspondientes al 1% de contenido nominal de silicio. Los expuestos en al Figura 4.14 a la 4.16 abarcan conjuntamente el rango con las velocidades de deformación de $0.1s^{-1}$, $1s^{-1}$ y $10s^{-1}$ respectivamente.

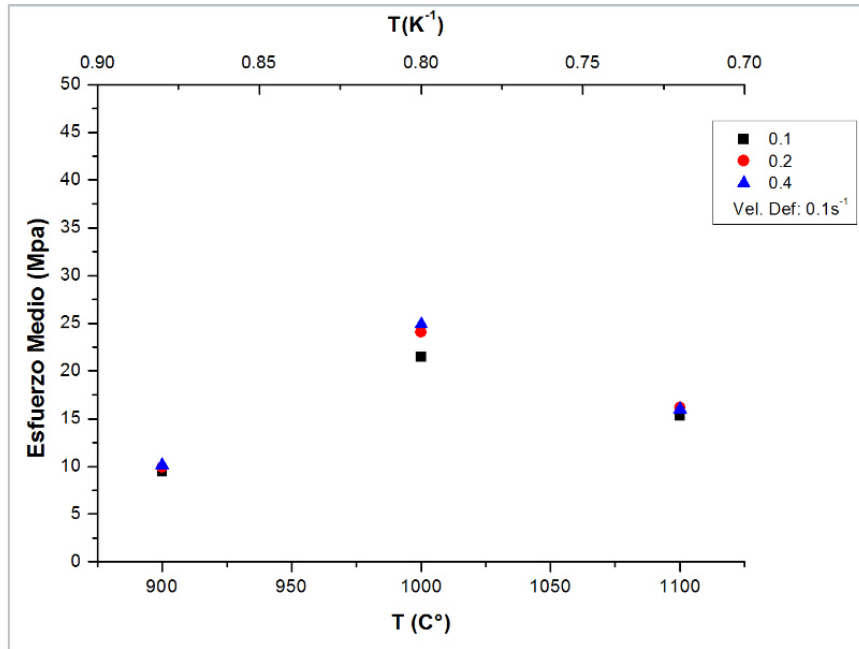


Figura 4.14. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 1% Si con $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$

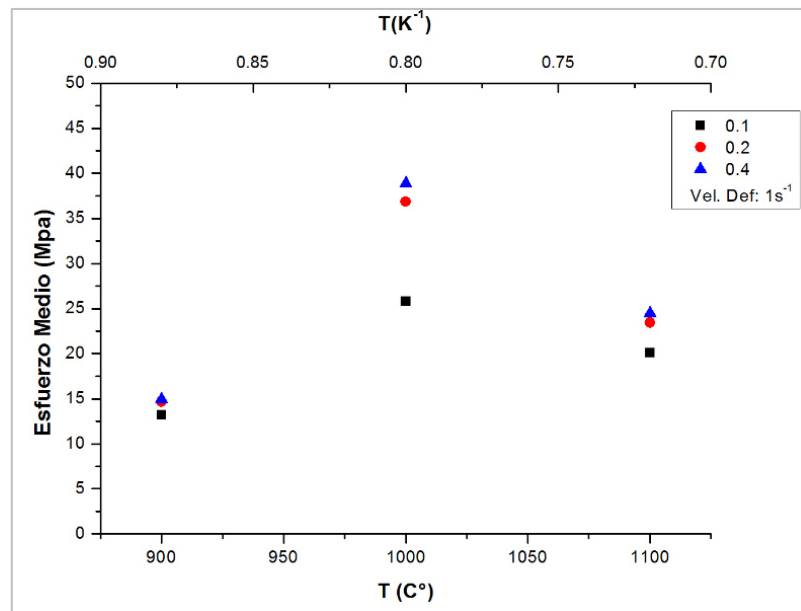


Figura 4.15. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 1% Si con $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

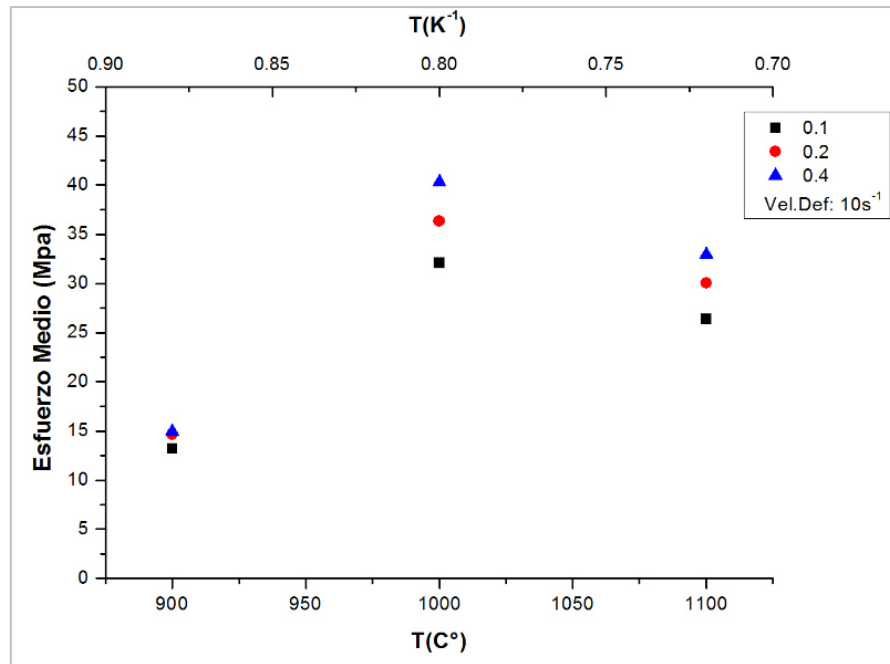


Figura 4.16. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 1% Si con $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

4.2.2.2. Caracterización microestructural.

Este apartado contiene las metalografías realizadas para las muestras de compresión plana de un solo impacto, únicamente se muestran las mencionadas en la tabla 4.2 y se muestran en la Figura 4.17 las micrografías realizadas en microscopía óptica (MO).

Tabla 4.2 Condiciones experimentales de las metalografías de ensayos de compresión plana de un impacto.

Contenido Silicio (%)	Temperatura (C°)	Grado de deformación	Velocidad de deformación	Metalografías
1	900-1000-1100	0.5	0.1 s^{-1} , 1 s^{-1} , 10 s^{-1}	9

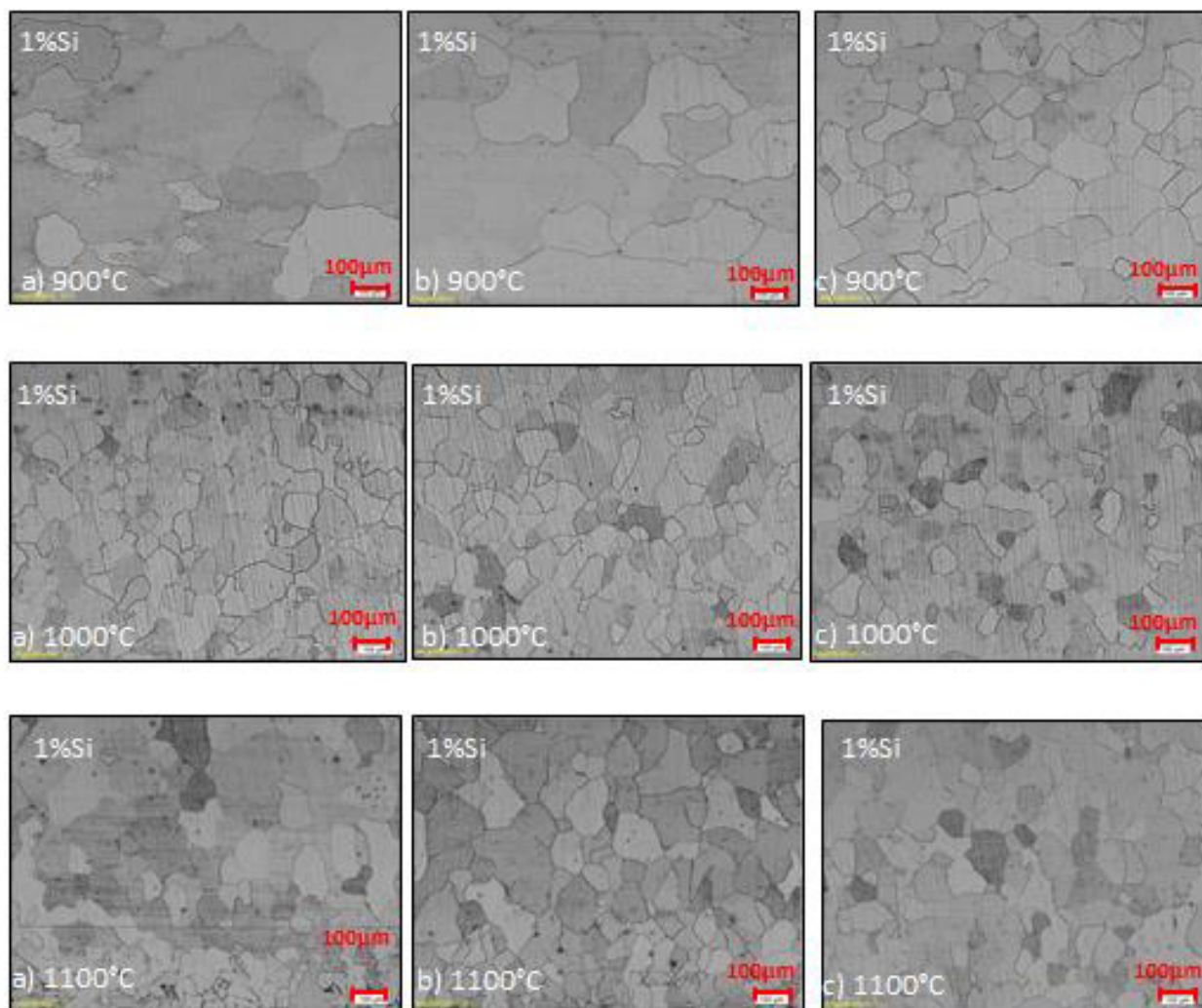


Figura 4.17. Micrografías en MO de compresión plana (1 impacto) con 1% Si y velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) a) 0.1 s⁻¹, b) 1 s⁻¹, c) 10 s⁻¹.

4.2.2.3 Tamaño de grano

En la Figura 4.18 se muestran la variación de resultados de tamaño de grano para los ensayos de compresión plana modalidad de un impacto.

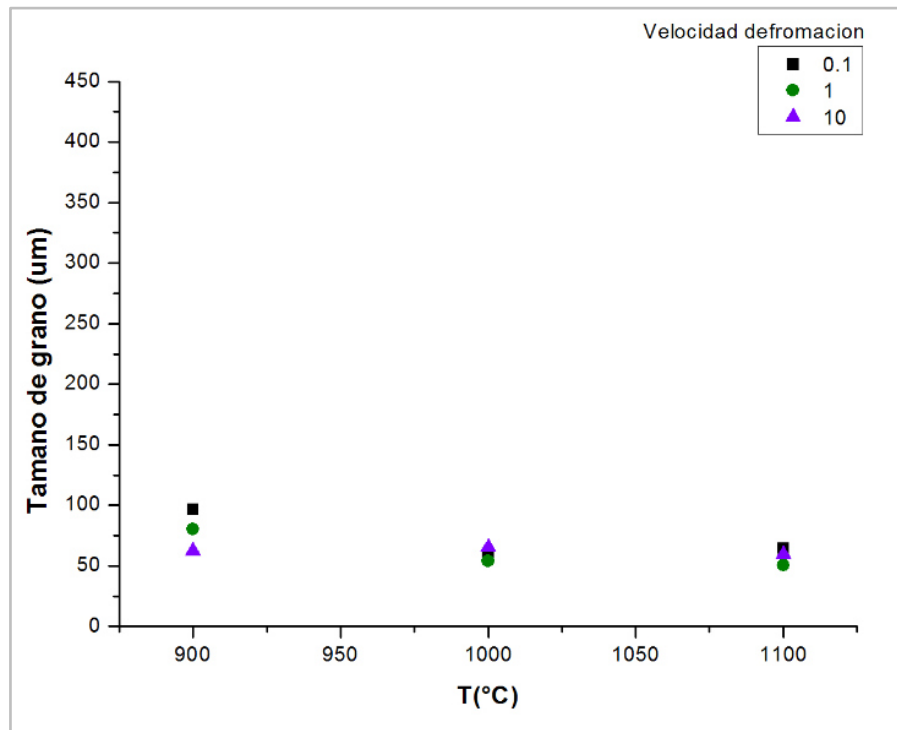


Figura 4.18 Tamaño de grano para ensayos de compresión plana un impacto (1%Si).

Como se puede observar la variación del tamaño de grano con respecto a los otros se distingue en la temperatura de 900°C, siendo ligeramente mayor su tamaño de grano, mientras que para las dos restantes temperaturas de 1000°C y 1100°C sus valores permanecen casi constantes.

4.2.3 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana con dos impactos.

Se ilustra en las Figuras 4.19 y 4.20 la modalidad de dos impactos para este mismo grado de silicio. Se presentaron problemas técnicos en el desarrollo del ensayo de la muestra A5, por consiguiente no se muestra su resultado.

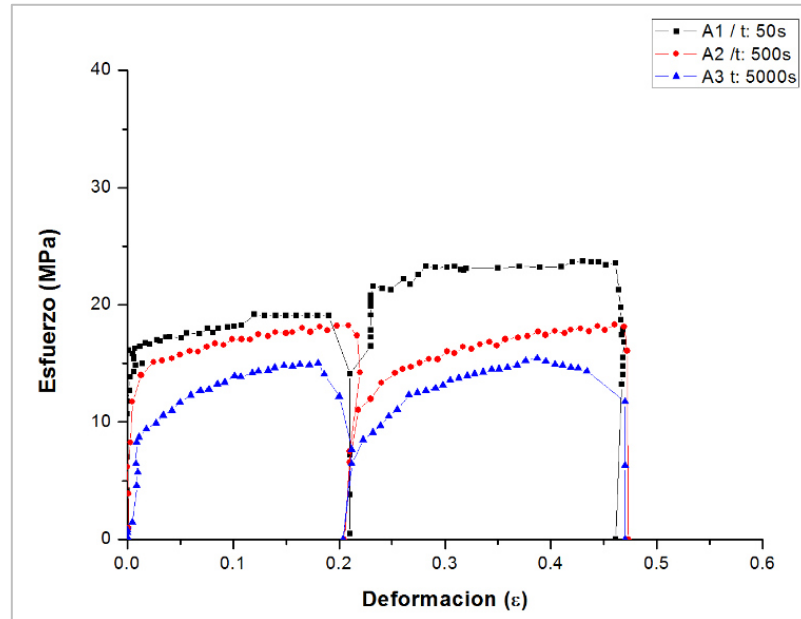


Figura 4.19 Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 1% de Si a modalidad de dos impactos.

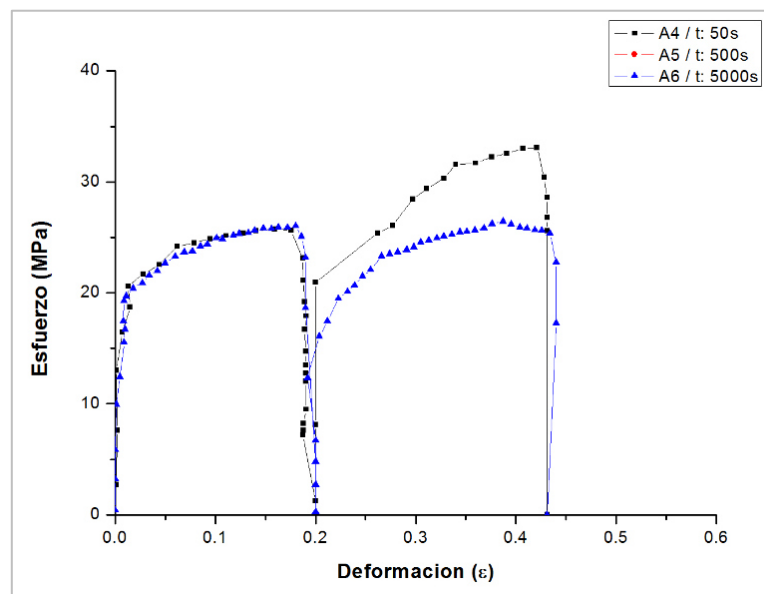


Figura 4.20. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 1% de Si a modalidad de dos impactos.

Como rasgo predominante en las Figuras 4.19 y 4.20 se observa que para el lapso de tiempo entre deformación, entre menor sea el tiempo en donde se le deja al material recrystalizar, presentará un aumento relativamente grande en sus valores de esfuerzo con referente a la segunda deformación. Esto puede deberse a el endurecimiento por deformación al que se le ejerce en este espacio corto de tiempo.

4.2.3.1 Caracterización microestructural.

Esta sección contiene las metalografías realizadas para los ensayos de compresión plana con dos golpes.

Tabla 4.3 Condiciones experimentales de metalografías mostradas de compresión plana de dos impactos.

Contenido Silicio (%)	Temp. (C°)	Grado de deformación	Velocidad de deformación	Metalografías	Intervalo Tiempo (s)
1	900-1100	0.5	1s ⁻¹	6	50-500-5000
				6	

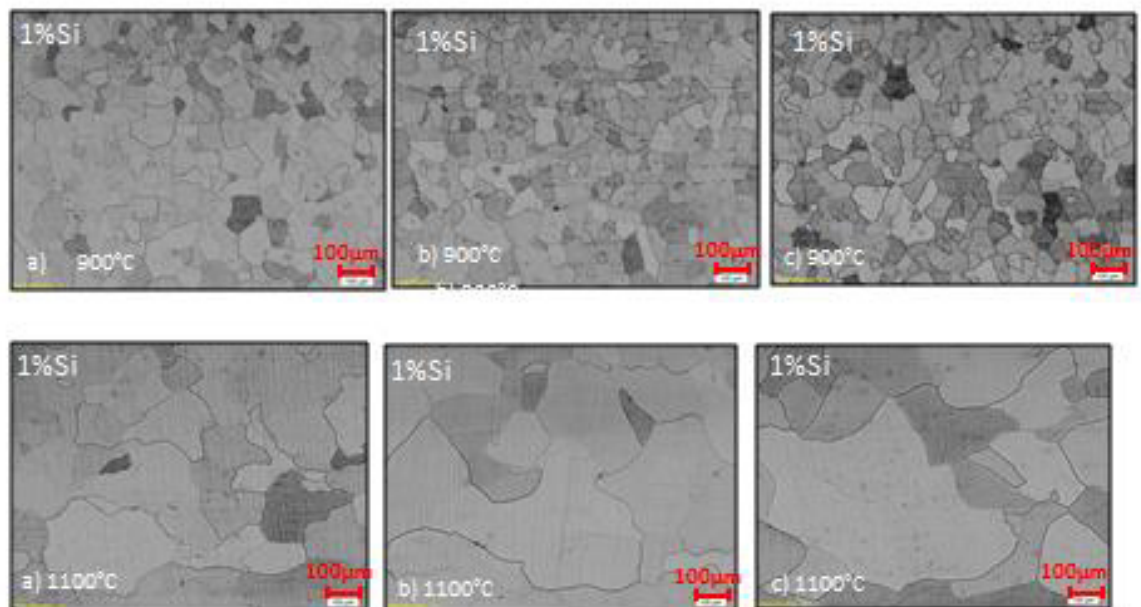


Figura 4.21 Micrografías en MO de compresión plana (2 impactos) con 1% de silicio con intervalos de tiempo de a) 50 s, b) 500 s, c) 5000 s.

4.2.3.2 Tamaño de grano

El tamaño de grano se expone en la Figura 4.22 para las muestras de compresión plana de dos impactos. Para la temperatura de 900°C el tamaño de grano es menor con respecto a la temperatura de 1100°C y despliega un crecimiento anormal de grano en tamaño macro, puesto que se le permitió recrystalizar a diferentes lapsos, a medida que aumenta este espacio de tiempo y la temperatura, el tamaño de grano crece.

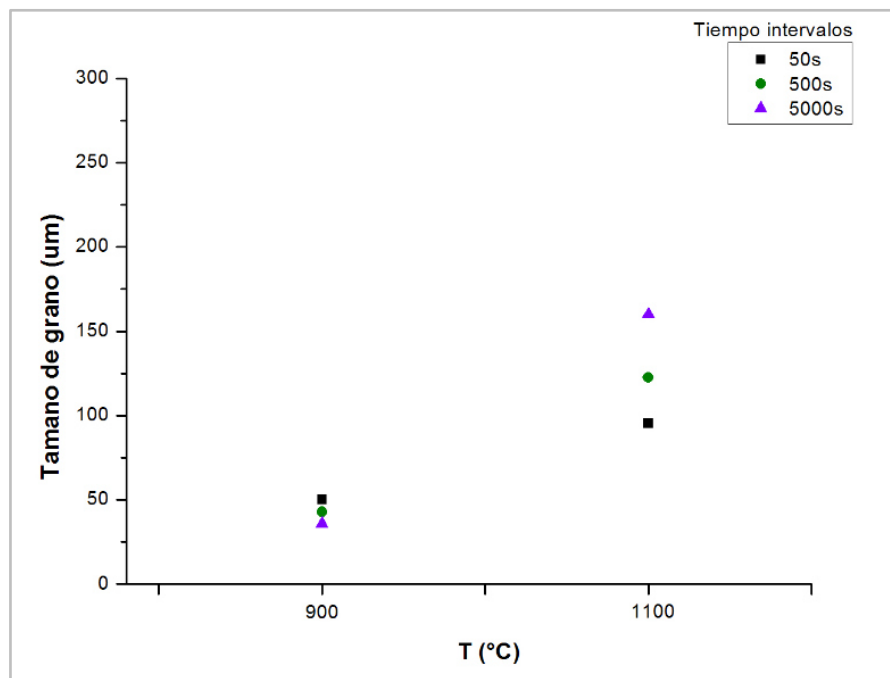


Figura 4.22 Tamaño de grano para ensayos de compresión plana dos impactos (1%Si).

4.2.3.3 Índice de restauración

A continuación se muestra en la Figura 4.23 la medición del índice de restauración de acuerdo a la sección () descrita anteriormente. Se presenta mayor fracción de restauración para los ensayos efectuados cerca de la temperatura de cambio de fase ferrita-austenita, a saber 900°C.

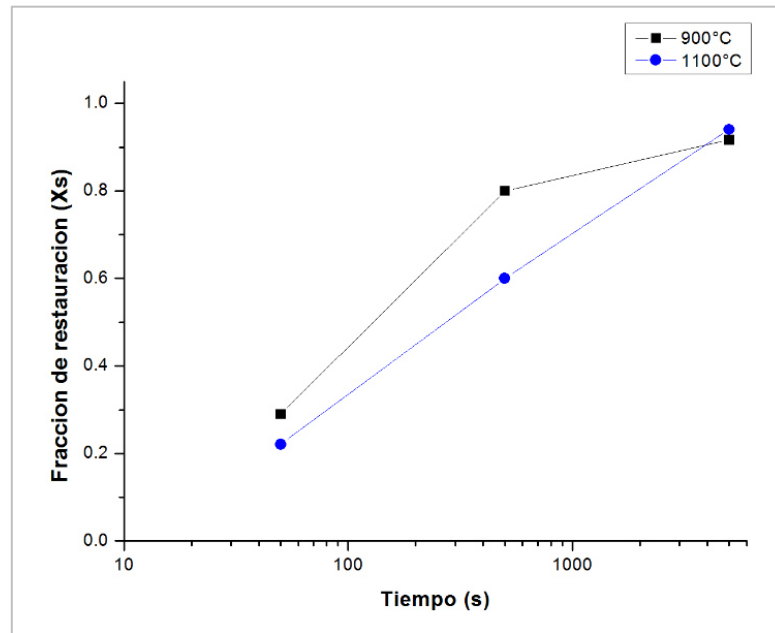


Figura 4.23 Fracción de restauración para ensayos de compresión plana dos impactos (1%Si).

El hecho de que la fracción de restauración sea mayor en presencia de valores mayores para la temperatura de 900°C en lugar de la temperatura de 1100°C tiene relación con las anteriores evidencias que apoyan el paso de la transformación de fase ferrita-austenita.

4.3 Resultados de aleaciones Fe-Si con 2% Si.

4.3.1 Curvas de fluencia de ensayos de compresión axial.

Las Figuras 4.6 a 4.10 muestran los resultados de los ensayos de compresión axial para las aleaciones con contenido nominal de 2% de silicio. Igualmente se agrupan por temperatura y velocidades de deformación de 0.005s^{-1} , 0.05s^{-1} y 0.5s^{-1} .

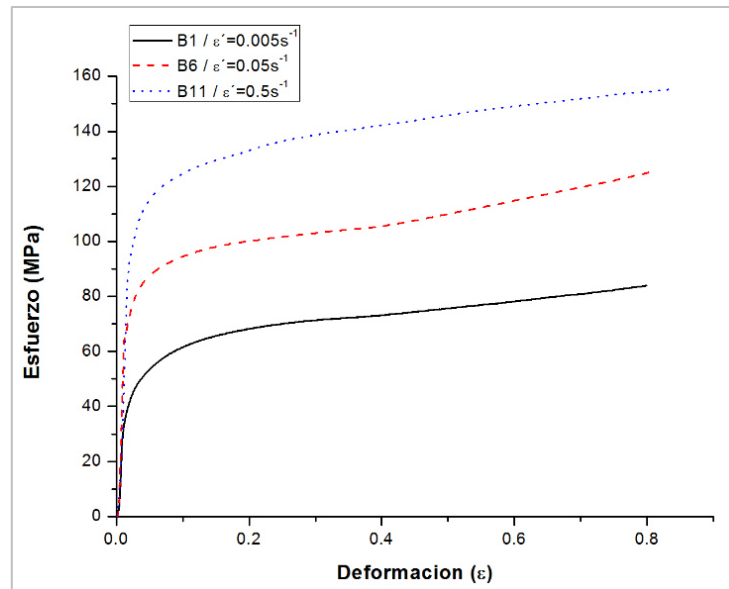


Figura 4.24. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 700°C .

La aleación con este contenido de silicio no sufre la transformación de fase austenita-ferrita por lo que se espera un comportamiento mecánico gradual, es decir, a medida que aumenta la temperatura del ensayo los valores de esfuerzo disminuyen y a medida que la velocidad de deformación aumenta los valores de esfuerzo disminuyen.

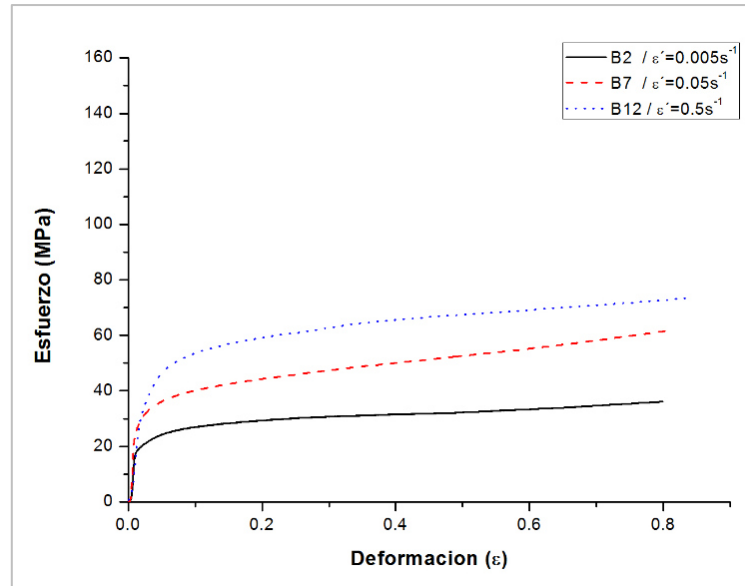


Figura 4.25. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 800°C.

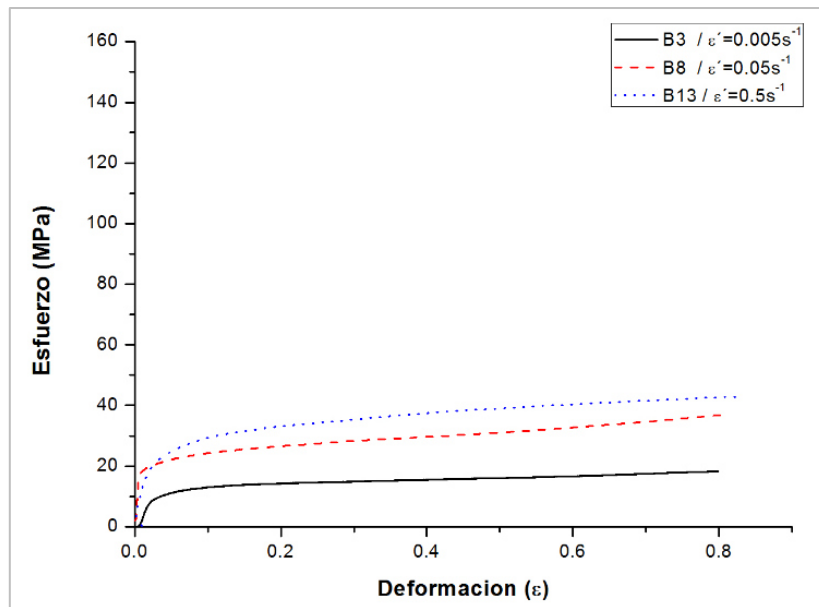


Figura 4.26. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 900°C.

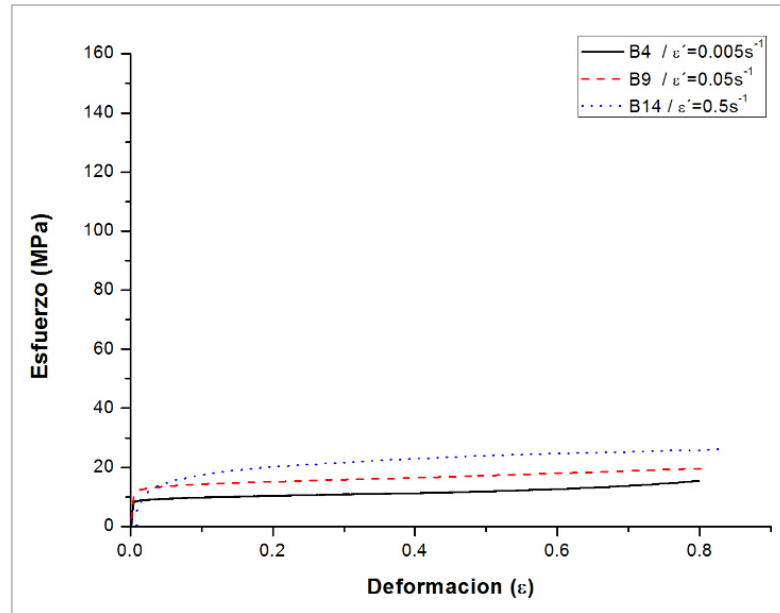


Figura 4.27. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 1000°C.

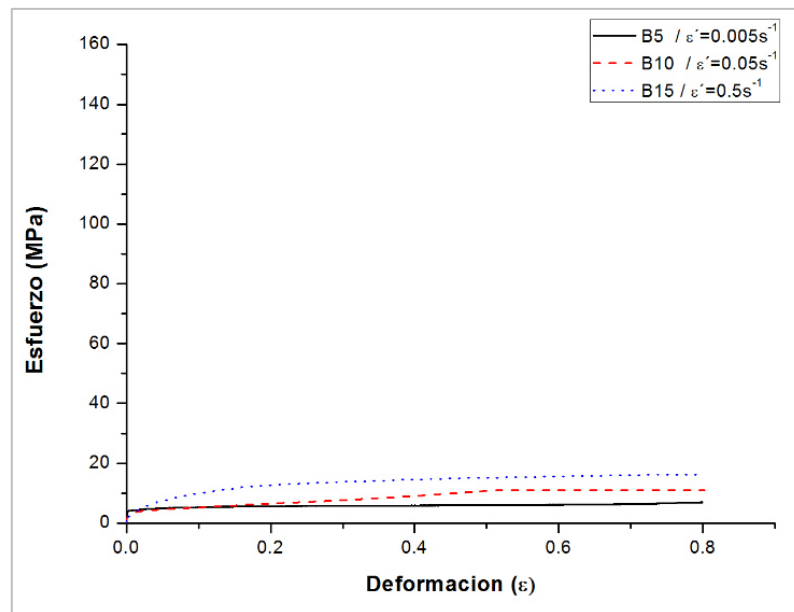


Figura 4.28. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 1100°C.

4.3.1.1 Esfuerzos promedio.

De las Figuras se muestran los valores tabulados de esfuerzos promedio relacionados con la temperatura de ensayo de compresión axial para las aleaciones con 2%Si.

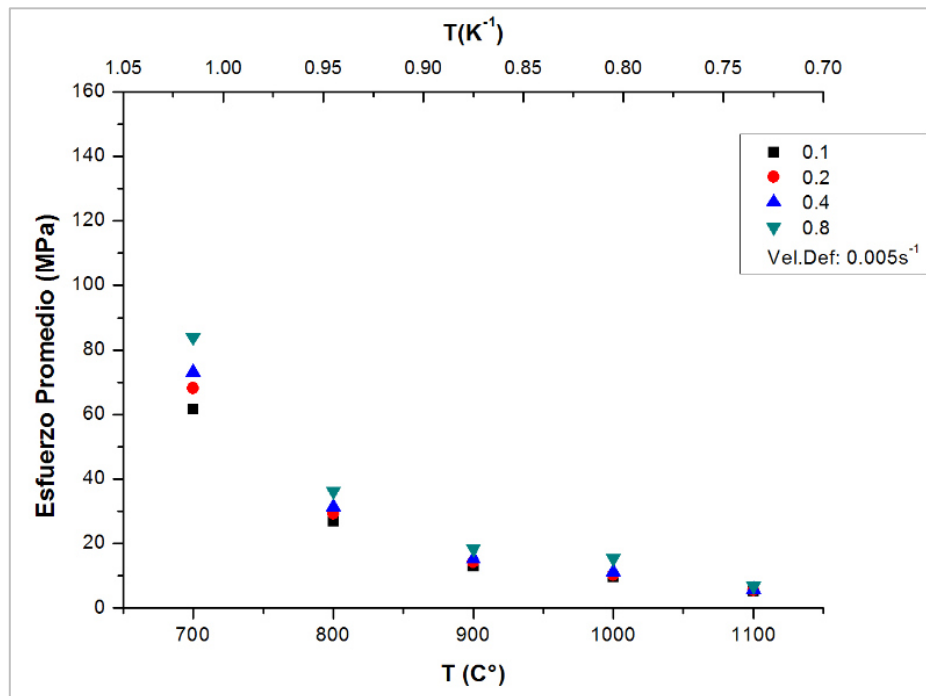


Figura 4.29. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras B1-B5) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de $0.005s^{-1}$

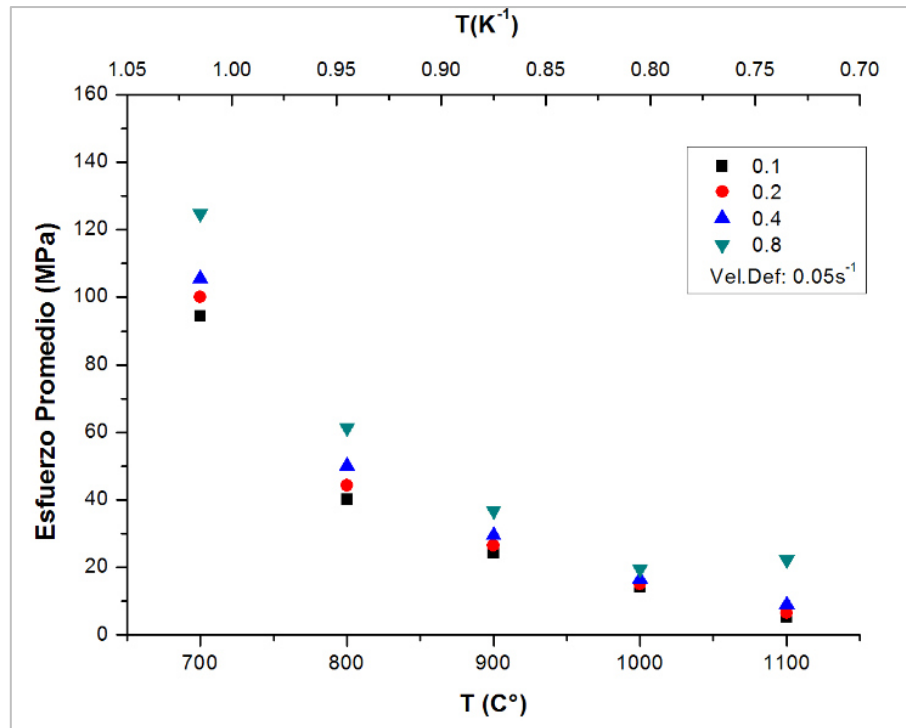


Figura 4.30 Esfuerzos promedio para ensayos (muestras B6-B10) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.05s⁻¹

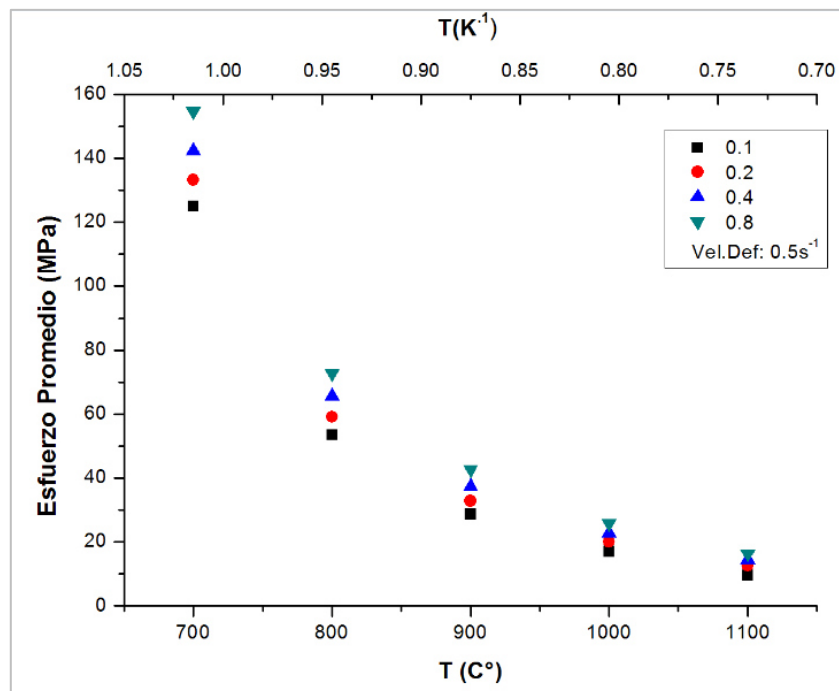


Figura 4.31. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras B11-B15) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.5s⁻¹

4.3.1.2 Caracterización microestructural.

Se presenta a continuación las metalografías realizadas por microscopía óptica para los ensayos de compresión axial para las aleaciones con 2% de silicio. Como se puede apreciar, los granos son de tamaño macro y a medida que la temperatura del ensayo aumenta, el crecimiento de grano se hace notorio.

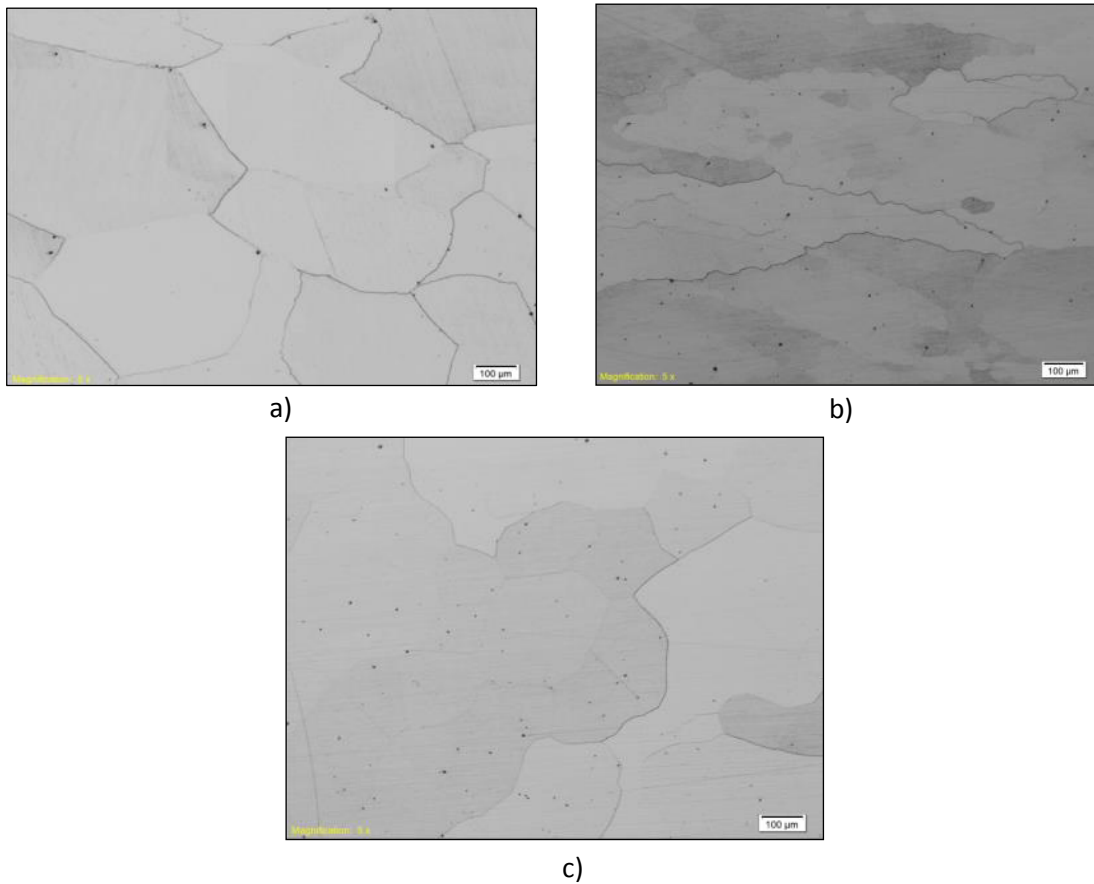


Figura 4.32 Micrografías en MO con 2% de silicio con temperaturas de prueba de a) 700°C, b) 900°C, c) 1100°C a $\dot{\epsilon} = 0.05\text{s}^{-1}$.

4.3.1.3 Tamaño de grano

Para cuantificar los valores de tamaño de granos en las micrografías, se muestra en la Figura 4.33 los valores tabulados para esta aleación.

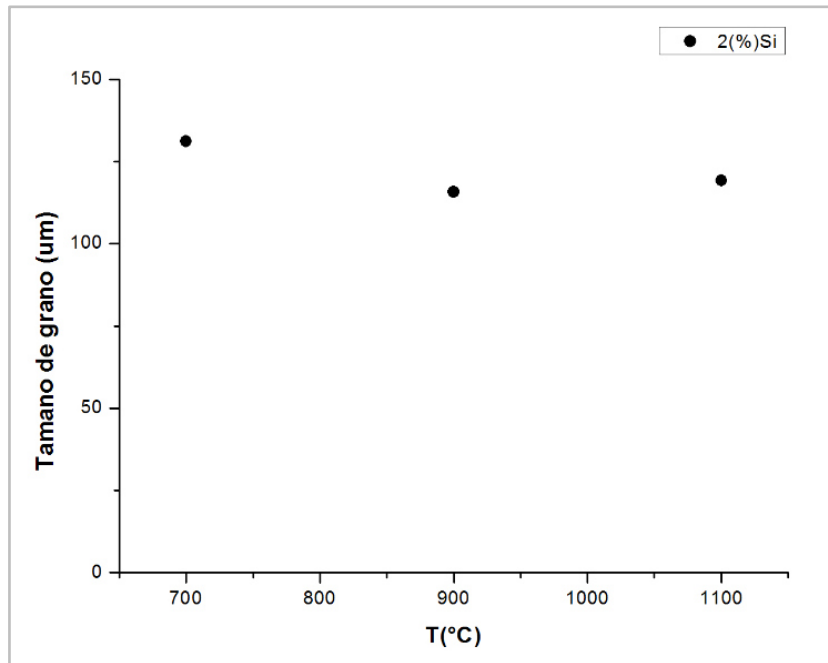


Figura 4.33 Tamaño de grano para ensayos de compresión axial (2%Si).

Se aprecia en la gráfica que el tamaño de grano es similar para las tres tipos de temperatura de prueba y que oscila entre los rangos de entre 100 μm y 150 μm , mostrando evidentemente un tamaño de grano macro. Por la tendencia del aumento crecimiento de grano con relación al aumento de contenido de silicio, las micrografías de las restantes aleaciones no se exhiben en el presente trabajo.

4.3.2 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana un impacto.

Se presentan en las Figuras 4.34 a la 4.36 las curvas de fluencia de las aleaciones con contenido nominal de 2% de silicio a modalidad de un impacto para las muestras clasificadas B7 a B15.

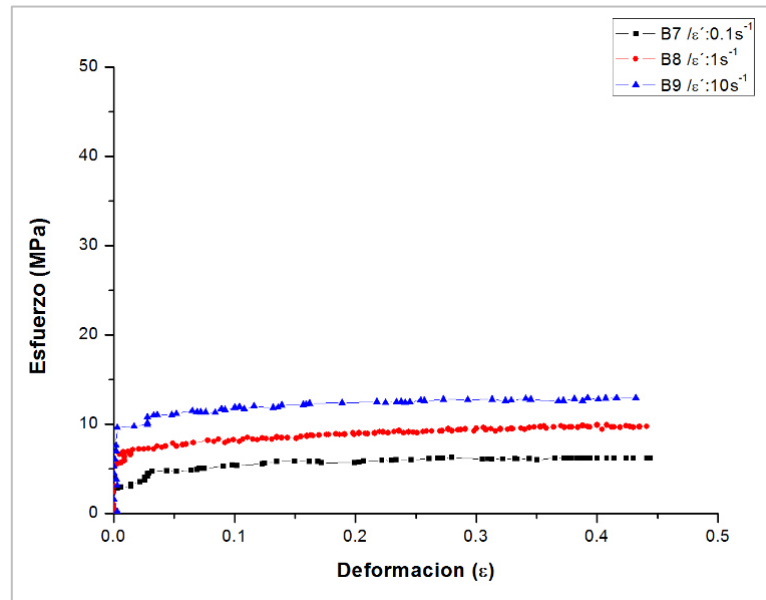


Figura 4.34. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 2% de Si.

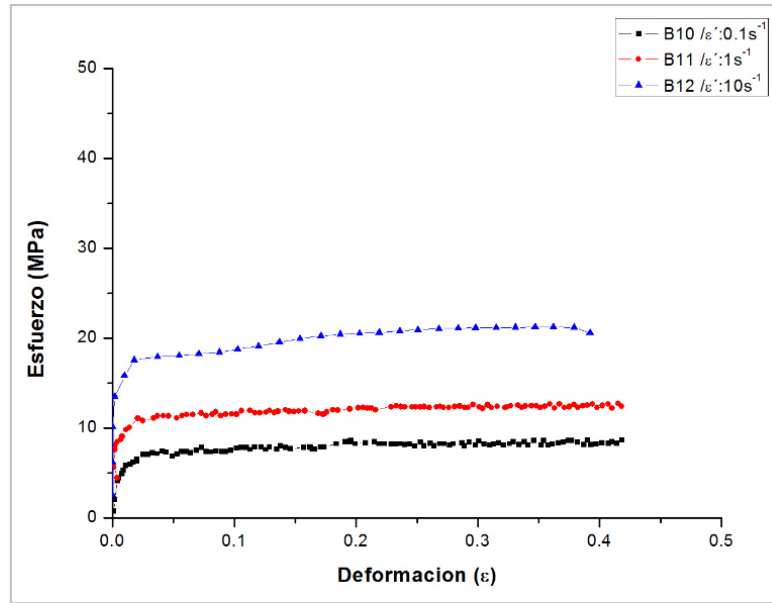


Figura 4.35. Curvas de fluencia de compresión plana a 1000°C de aleaciones con 2% de Si.

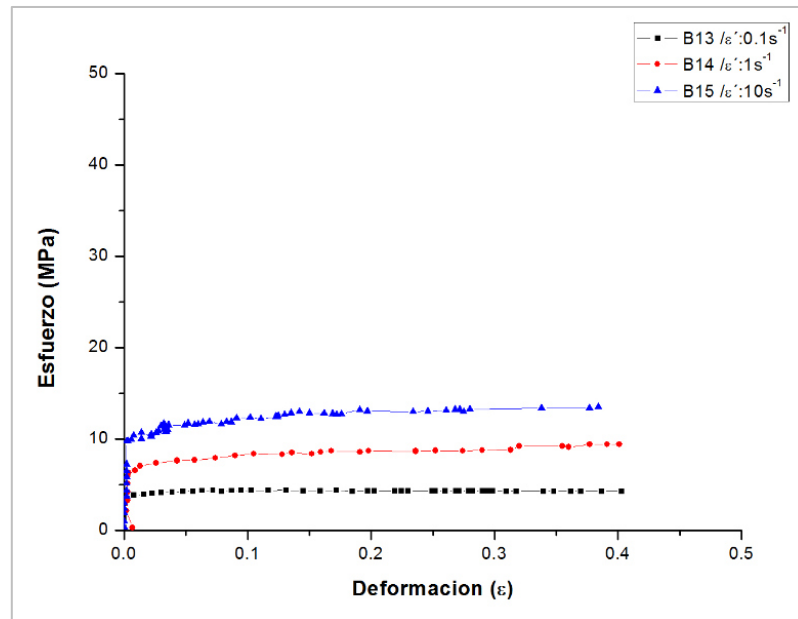


Figura 4.36. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 2% de Si.

El comportamiento de las curvas de fluencia de esta categoría muestra curvas características de recuperación. No se aprecian oscilaciones relevantes, los valores permanecen estables a partir de que alcanzan el valor máximo de esfuerzo.

En comparación con los ensayos de compresión plana de las aleaciones con contenido nominal de 1%Si, los resultados de los esfuerzos verdadero de estas aleaciones con 2%Si disminuyen con respecto a la deformación ejercida.

4.3.2.1 Esfuerzos Promedio

En las Figuras 4.37 a 4.39 se muestran los esfuerzos promedio con relación a las temperaturas de prueba en centígrados y al inverso de la temperatura absoluta dada en Kelvin para los ensayos de compresión plana a modalidad de un impacto.

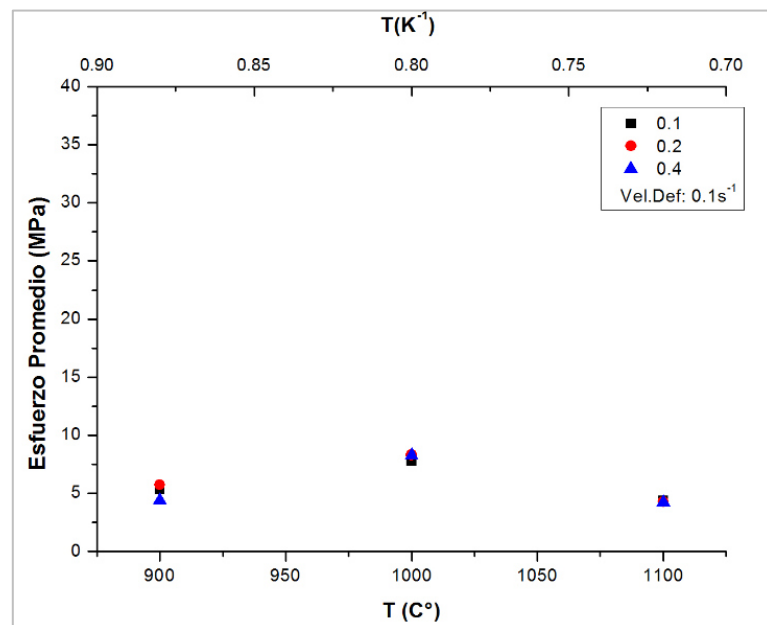


Figura 4.37. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 2% Si con $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$

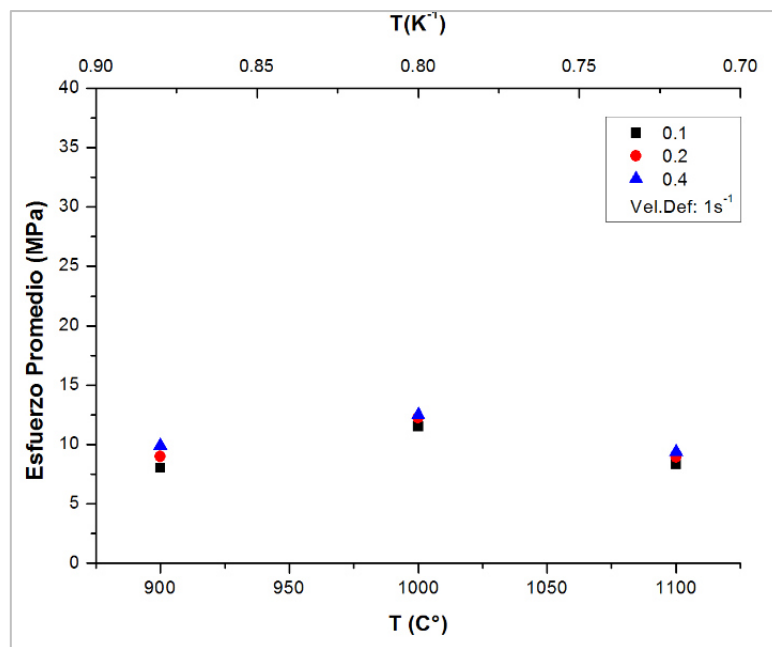


Figura 4.38. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 2% Si con $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

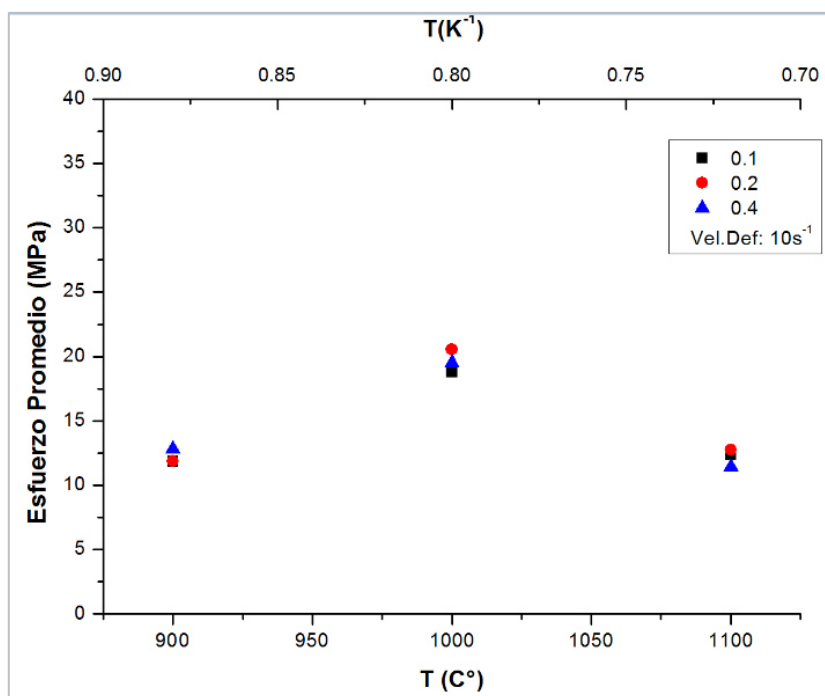


Figura 4.39. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 2% Si con $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

Se nota en las Figuras 4.37 a 4.39 que la tendencia en el valor de esfuerzo para la muestra de temperatura de 1000°C muestra un valor ligeramente superior con referencia a los otros dos ensayos.

4.3.3 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana dos impactos.

En las Figuras 4.40 y 4.41 se muestran las curvas de fluencia para la aleación con 2%Si en su modalidad de dos impactos.

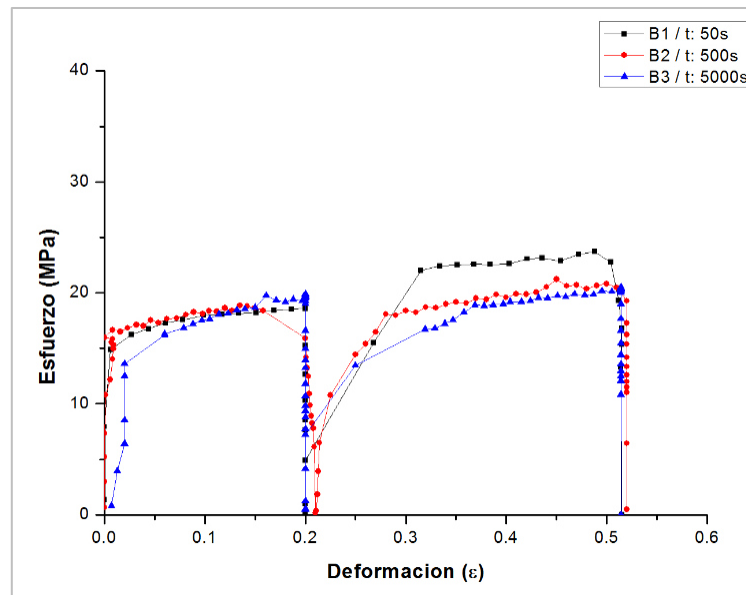


Figura 4.40. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 2% de Si a modalidad de dos impactos.

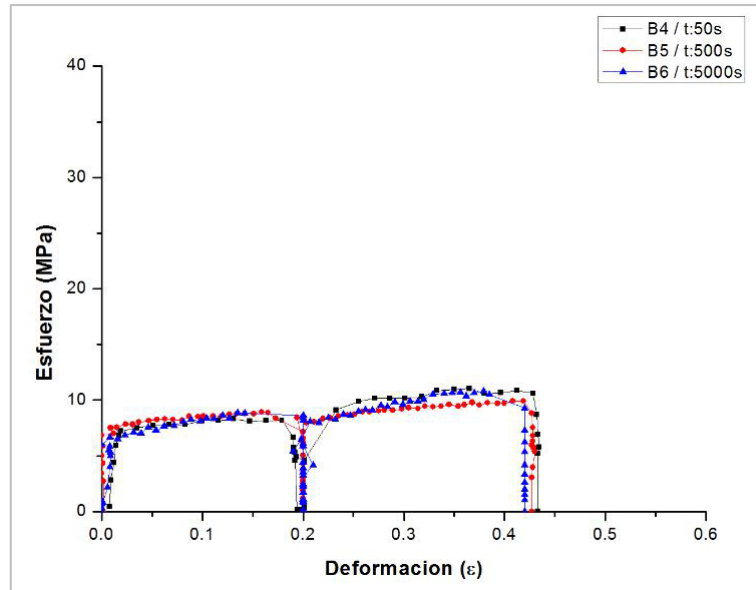


Figura 4.41. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 2% de Si a modalidad de dos impactos.

En la primera serie de tres ensayos (Figura 4.40), se puede apreciar un aumento para la muestra B1 a partir de la segunda deformación, con un tiempo de intervalo entre deformaciones de 5 segundos, posiblemente este aumento se deba a endurecimiento por deformación. También se exhibe el abrupto cambio de en valores de esfuerzo para la siguiente serie de ensayos (Figura 4.41) y su poca variación en la homogenización de valores de esfuerzo a lo largo de los intervalos de tiempo.

4.3.3.1 Índice de restauración

Se despliega en la Figura 4.42 el índice de restauración dada en fracción con respecto a los intervalos de tiempo entre deformaciones de los ensayos de compresión plana. Se registran los valores más altos de restauración para los ensayos sometidos a una temperatura de 1100 ° C.

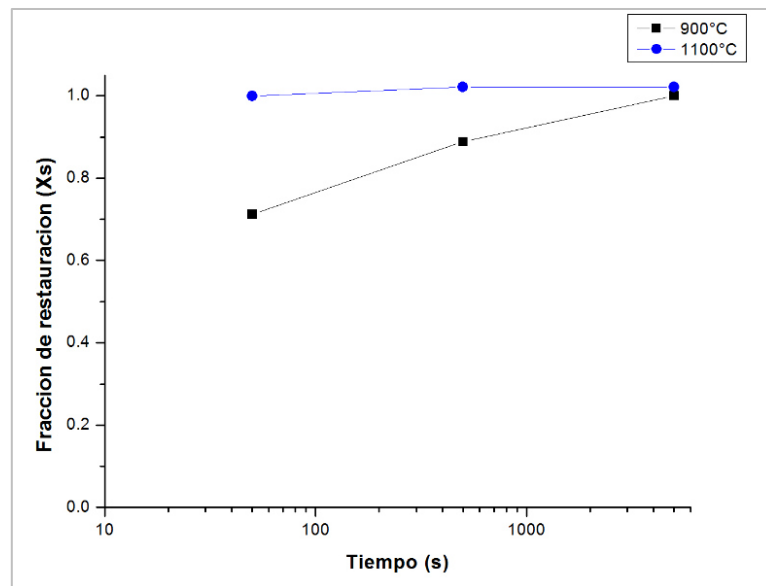


Figura 4.42. Fracción de restauración para los ensayos de compresión plana dos impactos (2%Si)

4.4. Resultados de aleaciones Fe-Si con 3% Si.

4.4.1 Curvas de fluencia de ensayos de compresión axial.

En esta sección se muestran las curvas de fluencia correspondientes a las aleaciones Fe-Si con 3% contenido nominal de silicio para ensayos de compresión axial. En las Figuras 4.43 a 4.47 se han agrupado de la misma manera a los dos casos anteriores.

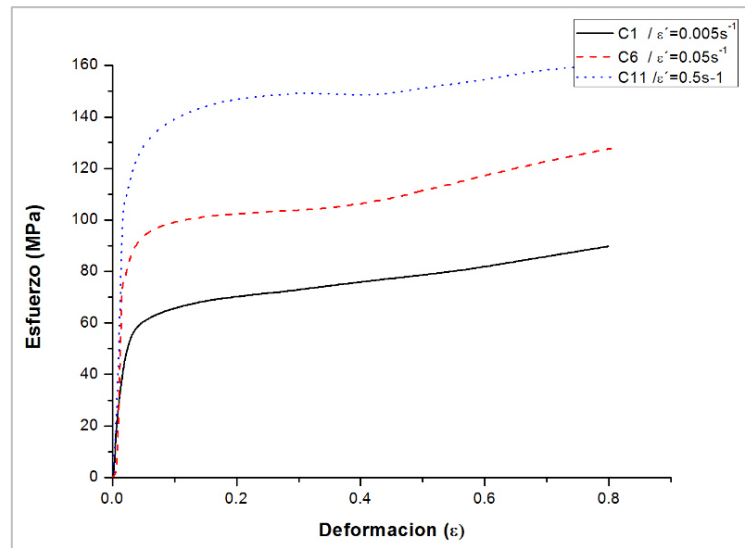


Figura 4.43 Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 700°C.

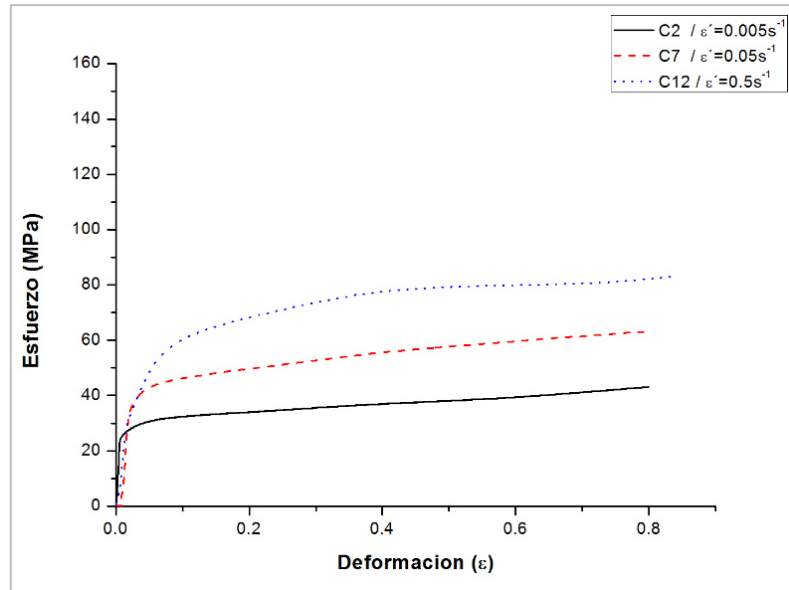


Figura 4.44. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 800°C.

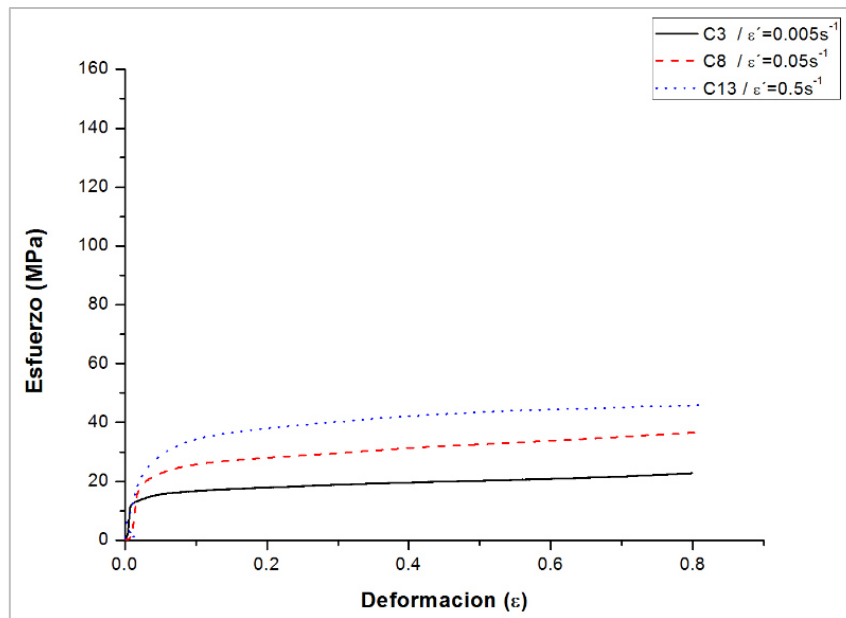


Figura 4.45. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 900°C.

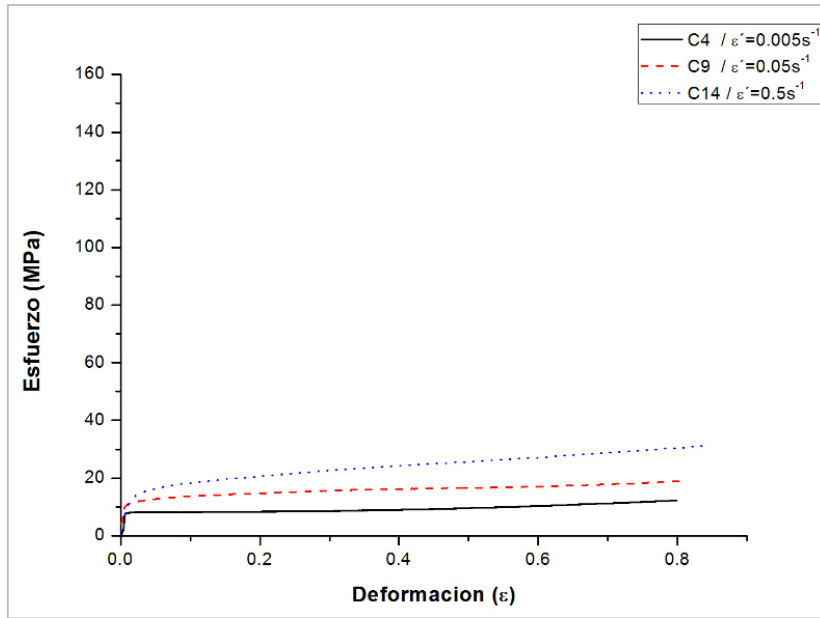


Figura 4.46. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 1000°C.

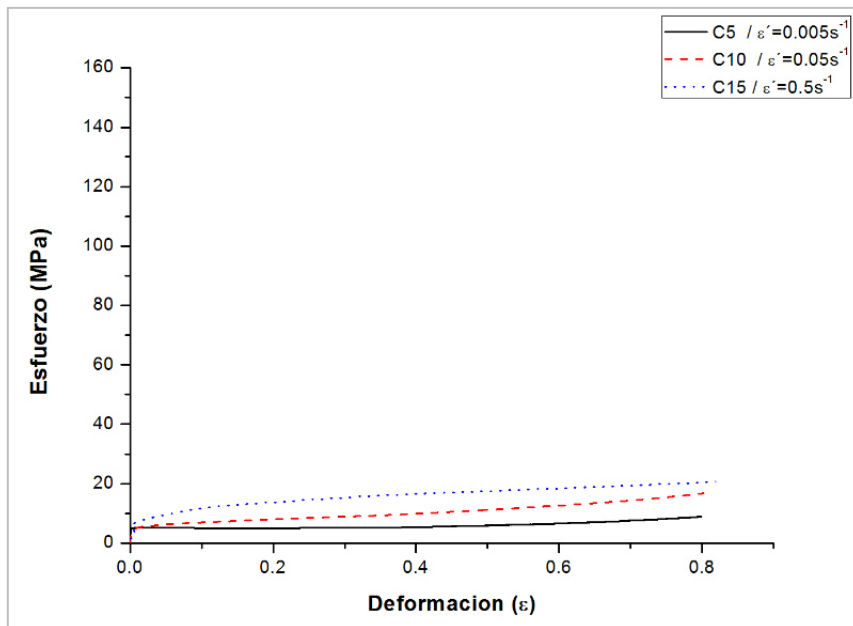


Figura 4.47. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 1100°C.

El desarrollo del comportamiento de estos ensayos se lleva a cabo de manera que al aumentar la temperatura de prueba del ensayo de compresión, los esfuerzos de resistencia de la aleación disminuyen. Se presenta en esa funcionalidad por lo que su comportamiento tiene forma de recta lineal. Para observar mejor esta tendencia en la siguiente sección se tabulan sus valores.

4.4.1.1 Esfuerzos Promedio

En las Figuras 4.48 a 4.50 están las gráficas correspondientes a los esfuerzos promedio de los ensayos de compresión axial para las aleaciones con 3% Si. Su decremento en valores de esfuerzo de acuerdo al aumento de la temperatura del ensayo es evidente.

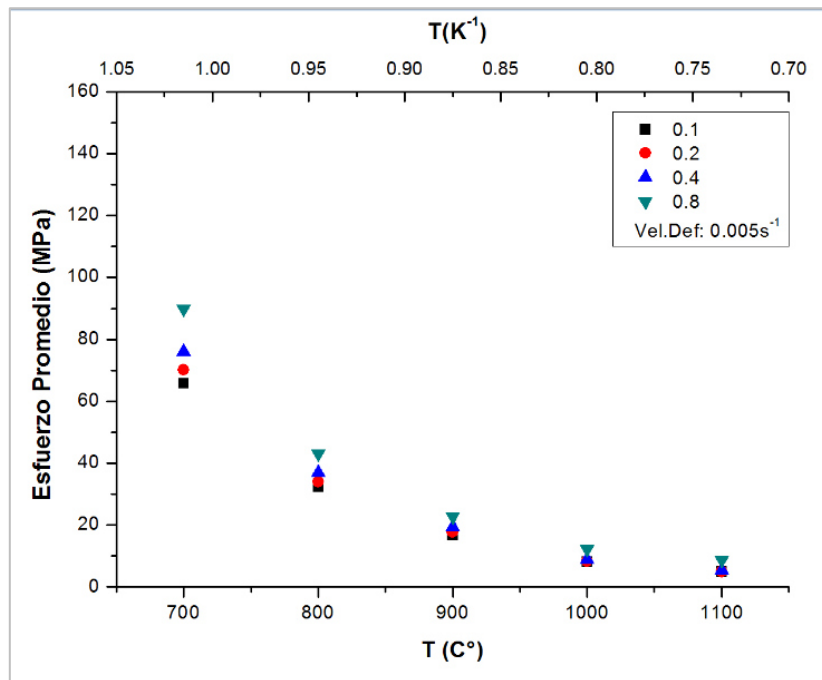


Figura 4.48. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras C1-C5) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.005s⁻¹

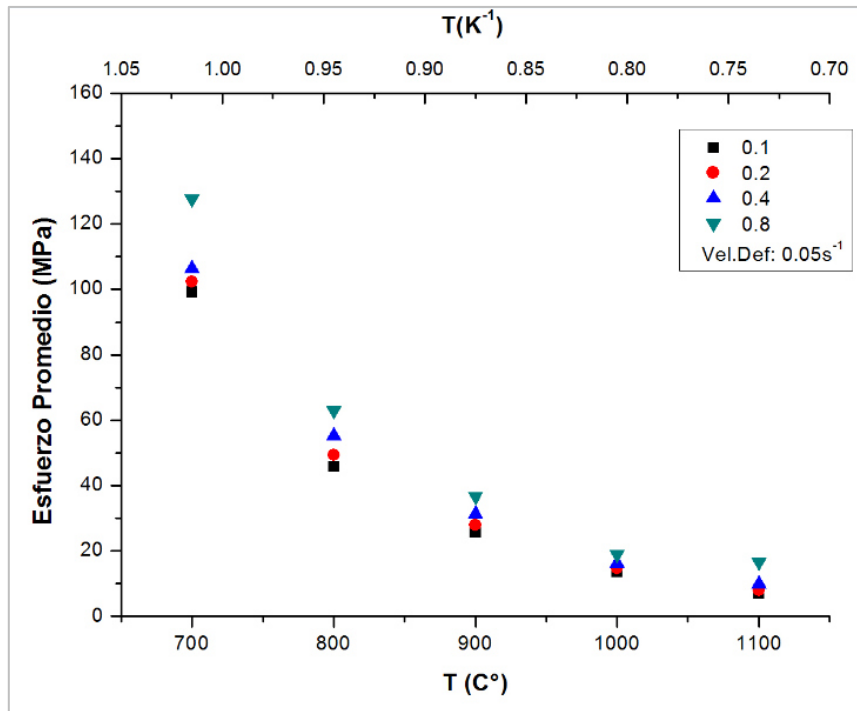


Figura 4.49. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras C6-C10) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.05s⁻¹

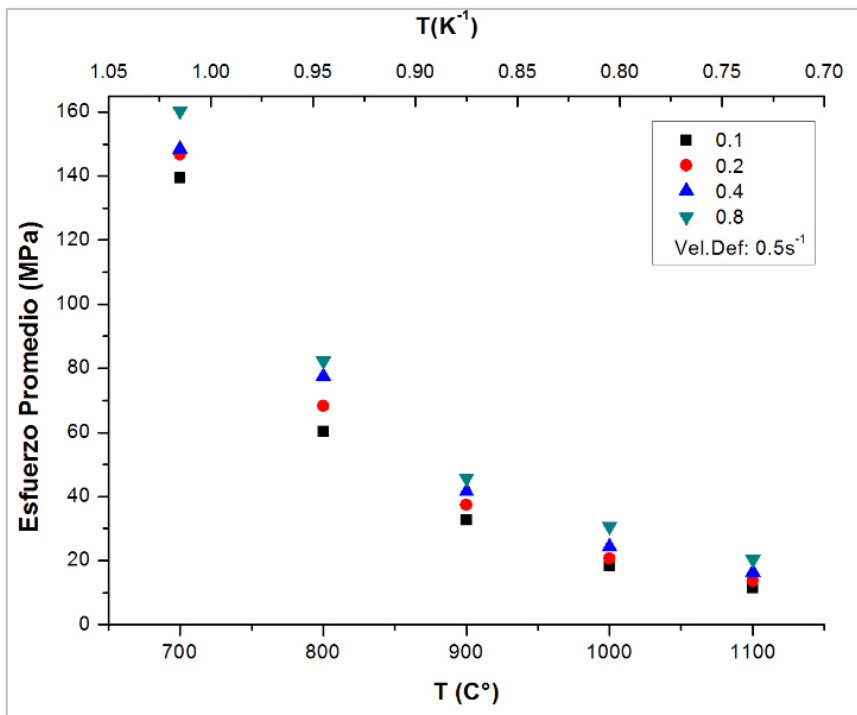


Figura 4.50. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras C11-C15) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.5s⁻¹

4.4.2 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana un impacto.

En las Figuras 4.51 a 4.53 se despliegan las curvas de fluencia de compresión plana, un impacto efectuado a tres diferentes temperaturas de prueba 900°C, 1000°C y 1100°C.

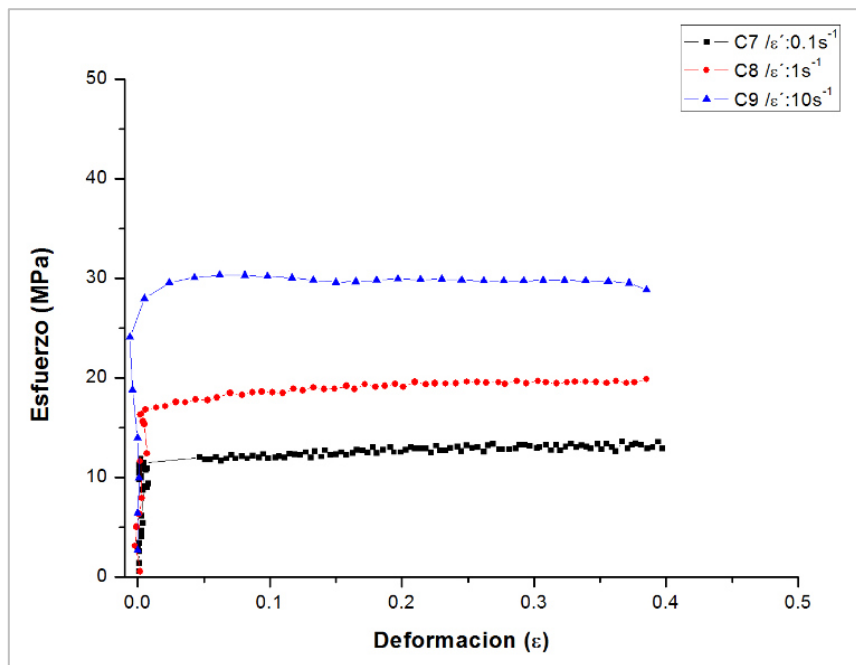


Figura 4.51. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 3% de Si.

Asimismo, la tendencia del comportamiento que exterioriza este caso en particular, es una dependencia a la temperatura, ya que a razón de que aumenta la misma los valores de esfuerzo disminuyen. Sus curvas de fluencia son del tipo característico de recuperación pues sus valores tras haber alcanzado un valor máximo de esfuerzo tras la fluencia, se mantienen estables.

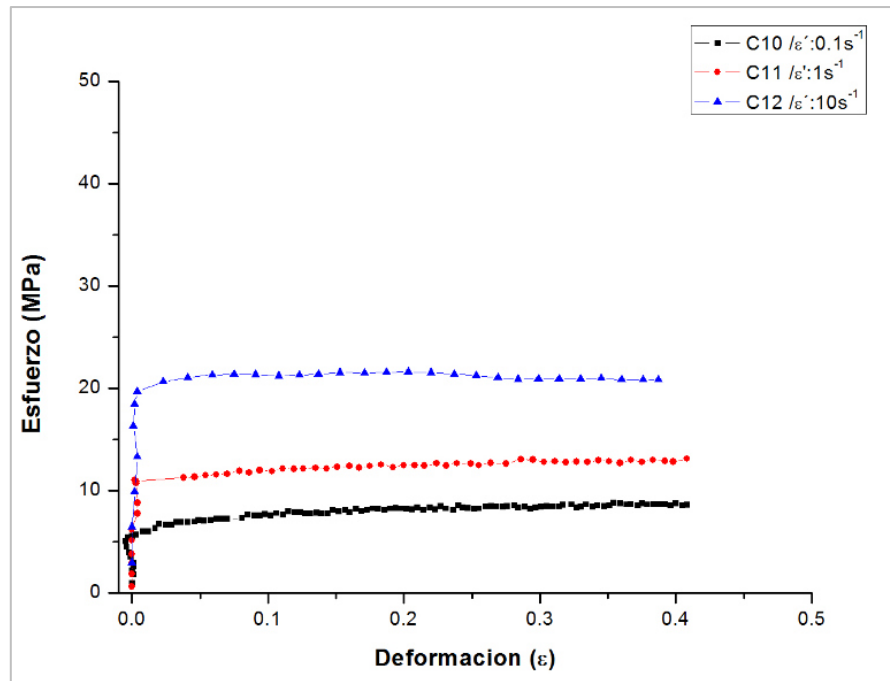


Figura 4.52. Curvas de fluencia de compresión plana a 1000°C de aleaciones con 3% de Si.

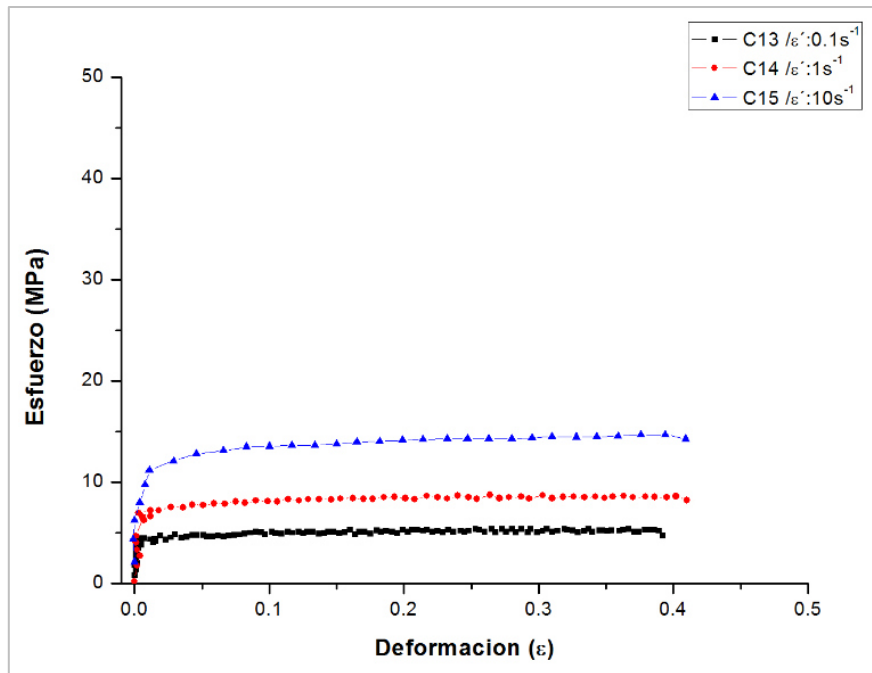


Figura 4.53. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 3% de Si.

4.4.2.1 Esfuerzos Promedio

Como en las secciones anteriores, de mismo modo se presentan las gráficas de los esfuerzos promedio para los ensayos de compresión plana de un impacto. Y efectivamente, se ve que sus valores de dependencia con respecto a la temperatura tiene una tendencia lineal descendente con relación al eje de las ordenadas.

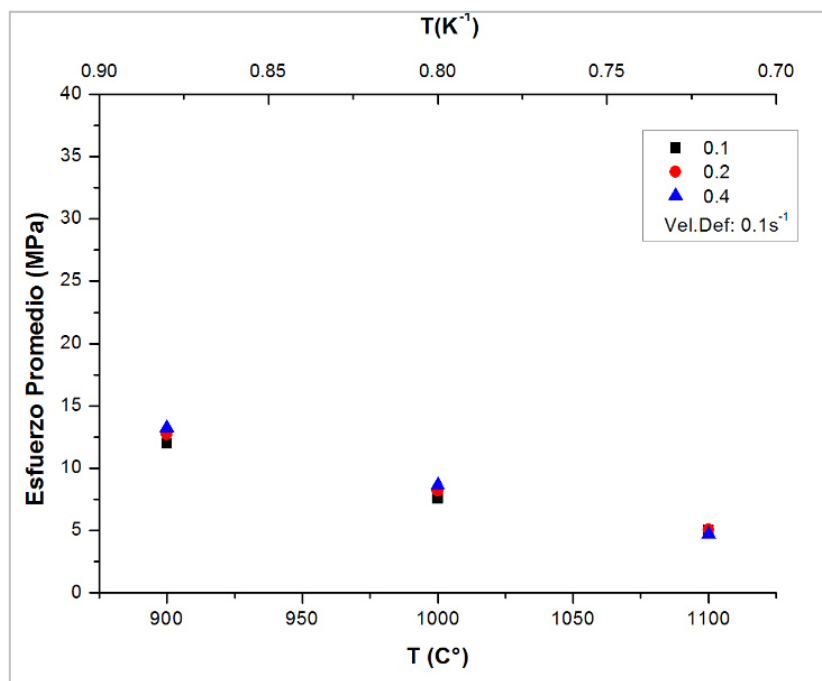


Figura 4.54. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 3% Si
con $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$

Y se puede apreciar lo mismo en los tres casos de esta categoría, a saber el efecto de la temperatura sobre el ablandamiento en el material.

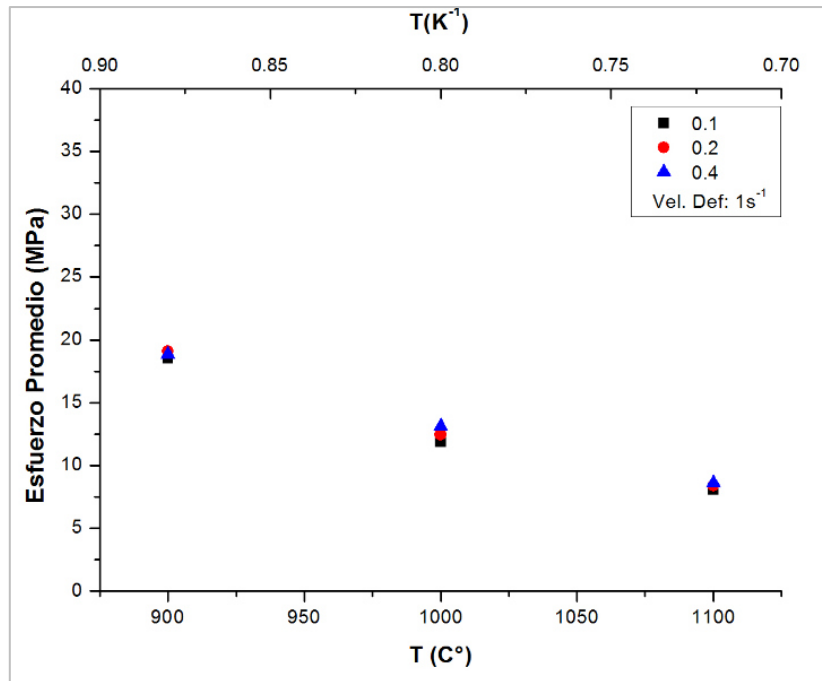


Figura 4.55. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 3% Si con $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

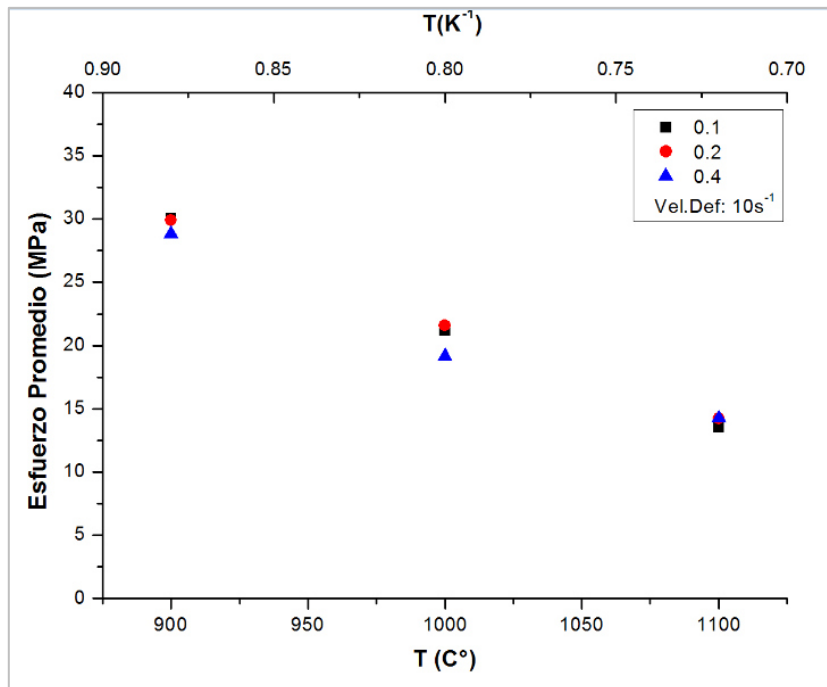


Figura 4.56. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 3% Si con $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

4.4.3 Curvas de fluencia de ensayos de compresión plana dos impactos.

Las curvas de fluencia representadas en las Figuras 4.57 y 4.58 son los últimos ensayos de compresión plana de dos impactos que se realizaron en esta investigación.

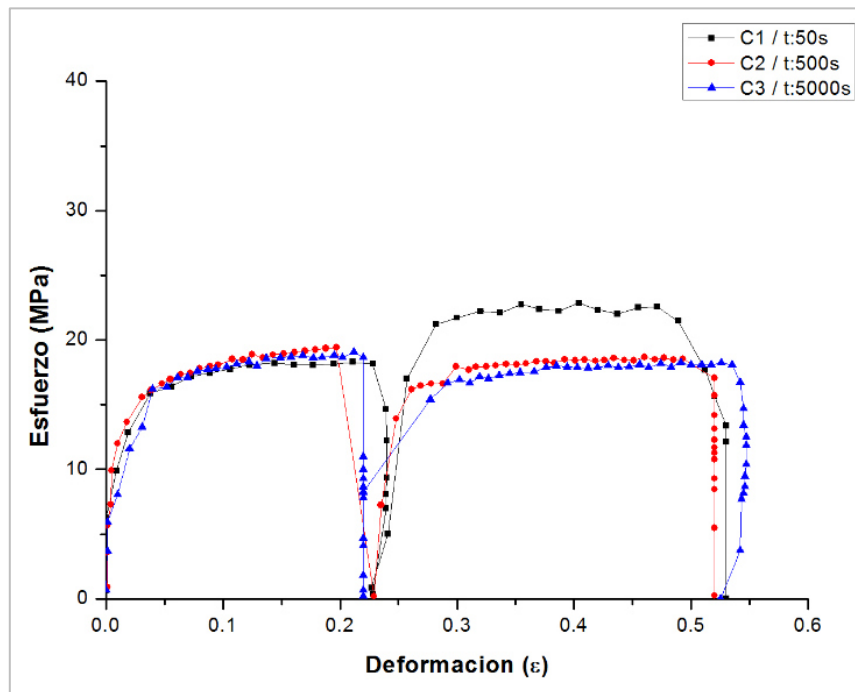


Figura 4.57. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 3% de Si a modalidad de dos impactos

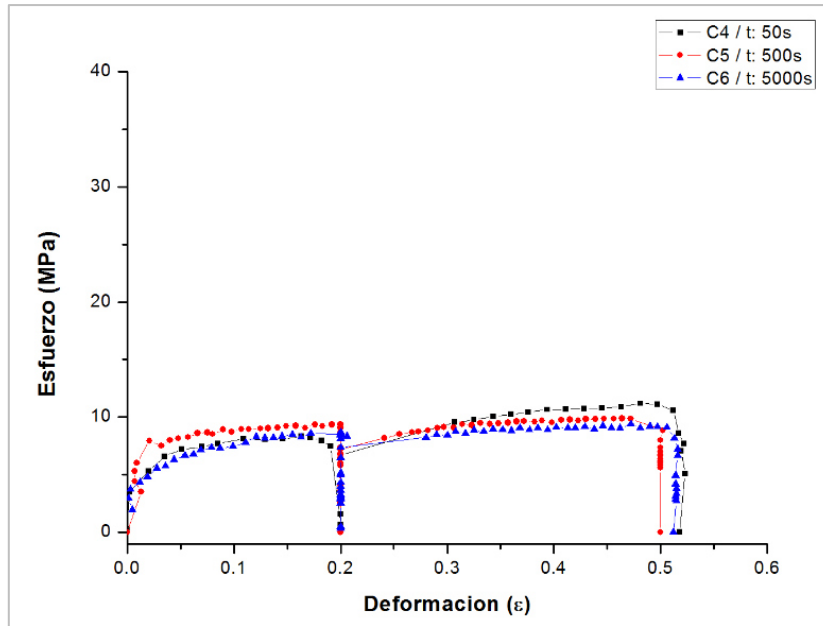


Figura 4.58. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 3% de Si a modalidad de dos impactos

Podemos observar como en sus similares compañeras con los otros contenidos de silicio que la primera muestra, en este caso la C1 (Figura 4.57), presenta del mismo modo un relativo aumento en la cresta de la segunda deformación después de los 5 segundos del intervalo entre deformaciones. Y el efecto de la temperatura de 1100°C manifiesta una clara asimilación de sus curvas de dos impactos, respetando la jerarquía de los intervalos de tiempo entre deformaciones.

4.4.3.1 Índice de restauración.

Por último, se despliega en la Figura 4.59 la fracción de restauración de estos ensayos descritos en la sección anterior. Notamos que con el aumento de temperatura y a velocidad de deformación constante, se fomentan de manera progresiva los valores de restauración.

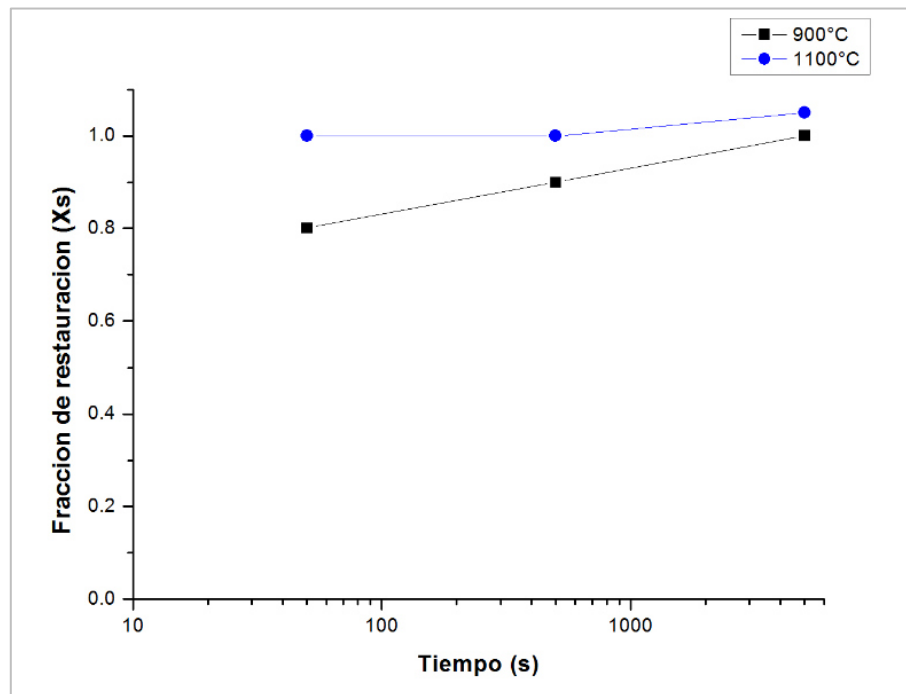


Figura 4.59. Fracción de restauración para los ensayos de compresión plana dos impactos (3%Si)

CAPÍTULO 5

Conclusiones y Recomendaciones

5.1 Conclusiones

A continuación se exponen las conclusiones obtenidas del comportamiento mecánico de los ensayos de compresión axial y plana, así como sus relaciones con diferentes parámetros manejados en la presente tesis.

El objetivo de esta investigación es el estudio y el análisis del comportamiento mecánico y de restauración de los aceros eléctricos experimentales siendo deformados dentro de diversos rangos de parámetros. El material fue seleccionado de un previo programa de laminación llamado “Primera Serie” del trabajo de tesis [11], el cual consistió en dos reducciones en espesor del 30% para alcanzar un espesor final cercano a los 15 mm, con un calentamiento previo a 1150°C durante una hora en un horno de resistencia.

- Se presentaron decrementos en los valores de esfuerzo verdadero en las aleaciones con 1% en contenido nominal de silicio cuando la deformación toma lugar en el rango austenítico, es decir, en los ensayos mecánicos a 900°C tanto para compresión axial como compresión plana. Este desempeño es muy acorde con el antecedente de la aleación de ser la única en esta investigación que presenta la transformación de fase austenita-ferrita. La resistencia del material varió considerablemente en aumento de su esfuerzo tan pronto como la fase ferrita estuvo presente.
- Para todas las aleaciones, en los ensayos de compresión plana en su modalidad de dos impactos se demuestra que cuando el tiempo entre impactos es corto, un poco de endurecimiento por deformación ocurre y como consecuencia la curva de fluencia del segundo impacto despliega un aumento relativo en su resistencia.
- Cuando el tiempo entre impactos en los ensayos de doble deformación es incrementado, se presenta un significativo tiempo para que la aleación recritalice. Las curvas de esfuerzo-deformación son menores ya que el refinamiento de grano ha tomado lugar. Entre más grande sea el límite de grano, incrementa la nucleación de la recrystalización puesto que los límites de grano son los sitios de nucleación preferenciales. Por este motivo, los valores de esfuerzo-deformación decrecen.
- El efecto de la velocidad de deformación en general es que a medida que ésta aumenta la curva de fluencia del mismo modo aumenta, puesto que no se le da oportunidad de recuperación.

- El efecto de la temperatura de deformación en la cinética de recuperación es típico para los aceros sometidos a alta temperatura. Los resultados muestran que entre mayor sea su temperatura de prueba su razón de ablandamiento incrementará.
- El efecto del grado de deformación no se encuentra relevante. Aunque hubo dos tipos de grado de deformación en el presente trabajo, la tendencia se mantiene constante.
- De manera general para todas las aleaciones, las curvas esfuerzo-deformación son típicas de comportamiento de recuperación, ya que no muestran oscilaciones en su desarrollo. Se observa que después de un valor máximo de esfuerzo, sus valores tienden a estabilizarse a lo largo de su curva. A excepción de las curvas de fluencia de la aleación con 1% de silicio, en las pruebas sometidas a mayor temperatura se presenta una oscilación entre el pico máximo de esfuerzo pudiéndose deber a la fricción a alta temperatura.
- Los mecanismos de restauración muestran que para las aleaciones con 2% y 3% de silicio, la restauración se ve directamente influenciada por la temperatura de prueba y el aumento del intervalo de tiempo entre deformaciones. Para la aleación con 1% de silicio se encuentra que su fracción de restauración es superior para los ensayos efectuados a 900°C que para los ensayos realizados a 1100°C.
- En las micrografías realizadas para los ensayos de compresión axial de las aleaciones con 1% de silicio se puede observar granos elongados por la deformación y una ligera evidencia de subestructuras en algunas regiones. Posteriormente cuando se incrementa la temperatura el refinamiento de grano produce granos equiaxiales.

- Las micrografías para las aleaciones con 2% y 3% de silicio muestran una morfología del tipo ferrítica por la ausencia de subestructuras y el aumento del tamaño de grano.

5.2 Recomendaciones

En seguida se enumeran las recomendaciones para la extensión de estudio de este tema de investigación.

- Efectuar una nueva matriz experimental de ensayos de compresión plana para las aleaciones con 1% de silicio y proponer velocidades de deformación de 10s^{-1} , 1s^{-1} , 0.1s^{-1} , 0.005s^{-1} , 0.05s^{-1} y 0.5s^{-1} para estudiar la relación de la velocidad de deformación sobre la temperatura de transformación de fase austenita-ferrita.
- Hacer análisis de textura a las tres aleaciones para cuantificar su fracción recrystalizada por este método y analizar más a fondo su cinética de recuperación.
- Estudiar a nivel de simulación computacional y construir modelos de compresión plana para posteriormente comparar los resultados teóricos contra los experimentales.

REFERENCIAS

- [1] M.G Voronkov, "Silicon Era". Russian Journal of Applied Chemistry, 2007, Vol. 80, 2007, pp. 2190-2196.
- [2]. R.W. Cahn, "Silicon: Child and Progenitor of Revolution". Springer Series in Material Science, Vol. 106, pp. 3-10.
- [3]. K.C. Sahu, "How green is the Silicon Valley". Proceedings of Department of Earth Sciences, IIT Bombay, India, pp.
- [4]. C. D. Wuppermann, "Steel in the 21 Century," Int. Workshop on Magnetism and Metallurgy, Freiberg, Alemania, 2006.
- [5]. S. Akta, G.J. Richardson y C.M Sellars. "Hot Deformation and Recrystallization of 3% Silicon Part 1: Microstructure, Flow Stress and Recrystallization Characteristics" ISIJ International, Vol.45, 2005, pp.1666-1675.
- [6]. P. Calvillo, "Deformation analysis of high Si-steel during torsion and compression testing" Department of Metallurgy and Materials Science, Ghent University, Bélgica, 2006.
- [7]. G.E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", Tercera Edición, Mc Graw Hill, 1988.
- [8]. B. Verlinden, "Thermomechanical processing of metallic materials", Elsevier, Primera edición, 2007.
- [9] B.D. Cullity y C.D Graham, "Introduction to magnetic materials", IEEE, Segunda edición, 1999.
- [10] W.D. Callister, "Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales", Séptima edición, 2007.

- [11] D. Silva, "Laminación en caliente y en frío de aceros al silicio para aplicaciones eléctricas", Tesis de maestría, UANL-FIME, México s.n.,2011.
- [12] G. Styles, "Static Recovery in Hot Rolling", Tesis doctoral, Universidad de Leicester, Reino Unido, Julio, 1996.
- [13] R.Colás-Ortiz, "High strain rate, high temperature deformation of stainless steel", Tesis doctoral. Universidad de Sheffield, Inglaterra, Diciembre, 1983.
- [14] F.J. Humphreys y M. Hatherly, "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", Elsevier, Segunda edición, 2004.
- [15] ASM Handbook, Mechanical Testing and Evaluation, Vol. 8, Décima edición, 2003.
- [16] M.S Mirza y C.M Sellars, "Modelling the hot plane strain compression test (Part 1)", Materials Science and Technology, Vol.17, 2001, pp. 1133.
- [17] M.S. Loveday, G.J. Mahon, B. Roebuck, C.M. Sellars y M.R. van der Winden, "Measuring Flow Stress in Plane Strain Compression Tests", Measurement Good Practice Guide, Primera edición, 2000.
- [18] M.S. Mirza y C.M. Sellars, "Modelling the hot plane strain compression test. Part 1- Effect of specimen geometry, strain rate and friction on deformation", Materials Science and Technology, Vol. 17, 2001, pp.1133-1141.
- [19] M. S. Mirza y C. M. Sellars, "Modelling the hot plane strain compression tests. Part 2- Effect of friction and specimen geometry on spread", Materials Science and Technology, Vol. 17, 2001, pp. 1142-1148.

- [20] C.M. Sellars, "Recrystallization of Metals during Hot Deformation", Mathematical and Physical Sciences, Vol. 288, 1978, pp. 147-158.
- [21] S. Akta, G.J. Richardson y C.M. Sellars, "Hot deformation and recrystallization of 3% silicon steel. Part 1: Microstructure, flow stress and recrystallization characteristics", ISIJ International, Vol. 45, 2005.
- [22] C.M. Sellars y J.A. Whiteman, "Recrystallization and grain growth in hot rolling", Metals Science Journal, Vol. 13, 1979, pp.3-4.
- [23] C. M. Sellars, "Recrystallization of metals during hot deformation", Phil. Trans. R. Soc. London, Vol. 288, 1978.
- [24] S. Akta, G.J. Richardson y C.M. Sellars, "Hot deformation and recrystallization of 3% silicon steel, Part 4: effect of recovery and partial recrystallization between passes on subsequent recrystallization behavior", ISIJ International, Vol. 45, 2005.
- [25] J.H Beynon y C.M Sellars "Modelling Microstructure and its effects during multipass hot rolling", 1972.
- [26] ASTM International E112 – 96, "Standard test methods for determining average grain size", 2004.
- [27] D.R Askeland, "Ciencia e Ingeniería de los Materiales", International Thomson, Tercera edición, 1998.
- [28] ASM Metals Handbook, "Mechanical Testing", Vol. 8, 10° ed, 2003.
- [29] R. Colás and C. M. Sellars, "Strain Distribution and Temperature increase During Plane Strain Compression Testing", Journal of Testing and Evaluation Vol. 15, 1987, pp. 342-349.
- [30] R. Colás-Ortiz, "A model for the hot deformation of low-carbon steel". Journal of Materials Processing Technology, Vol. 62, 1996, pp. 180-184.
- [31] T. Ros-Yanez, Y. Houbaert, O. Fischer y J. Schneider, "Production of high silicon steel for electrical applications by thermomechanical

processing”, Journal of Materials Processing Technology, Vol.143-144, 2003, pp. 916-921.

- [32] ASM Metals Handbook, “Metallography and Microstructures”, Vol. 9, Décima edición, 2003.

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Datos obtenidos a través de análisis térmico de horno eléctrico.

Tabla 3.1 Composición química. Elementos mayoritarios.

Tabla 3.2 Composición química. Elementos minoritarios.

Tabla 3.3 Nomenclatura general del material.

Tabla 3.4. Matriz de ensayos de compresión axial

Tabla 3.5. Relaciones para el aseguramiento de la compresión plana.

Tabla 3.6. Matriz de ensayos para ensayos de compresión plana (dos impactos).

Tabla 3.7. Matriz de ensayos para ensayos de compresión plana (un impacto).

Tabla 4.1 Condiciones experimentales de las metalografías de ensayos de compresión axial.

Tabla 4.2 Condiciones experimentales de las metalografías de ensayos de compresión plana de un impacto.

Tabla 4.3 Condiciones experimentales de metalografías mostradas de compresión plana de dos impactos.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. a) Polvo de silicio, b) Silicio policristalino. c) Aplicaciones industriales del silicio.

Figura 2.2. Etapas de proceso típico para aceros eléctricos con grano no orientado.

Figura 2.3 Diferentes componentes de las pérdidas de energía en los aceros.

Figura 2.4. Representación esquemática de la textura de laminación (110) [001] de un acero con estructura bcc.

Figura 2.5. a) Representación esquemática del núcleo de un transformador incluyendo la dirección del campo B magnético que es generado. b) Transformador de potencia.

Fig. 2.6 Diagrama de fase para aleaciones Fe-Si con contenidos de 0.01-0.02% C.

Fig. 2.8. a) Comportamiento temperatura contra contenido de Si. b) Diagrama parcial Fe-Si.

Figura 2.9. Diagrama completo del sistema Fe-Si.

Figura 2.10. Diagrama esquemático del proceso general de recocido. a) Estado deformado, (b) Recuperación, (c) Recristalización parcial, (d) Recristalización completa, (e) Crecimiento de grano, (f) Crecimiento de grano anormal.

Figura 2.11. Curva característica del comportamiento de cinética de restauración a) recuperación dinámica. b) recuperación y recristalización dinámica.

Fig. 2.12. Curvas esfuerzo-deformación de Al-1%Mg a 400°C, (Puchi et.al 1988)

Fig. 2.13 Sumario de los cambios microestructurales en la recuperación dinámica. (Sellars 1986).

Figura 2.14. Efecto de la temperatura en las curvas esfuerzo-deformación de acero con 0.68%C, deformado en compresión axial. (Petkovic et al. 1975)

Figura 2.15.- Desarrollo de la microestructura durante la recristalización dinámica.(a)-(d) Tamaño de grano largo inicial, (e) tamaño de grano inicial pequeño. Las líneas punteadas muestran los límites de grano de la anterior configuración.

Fig. 2.16 Tipos de fenómenos presentes en los ensayos de compresión debido a la relación L/D de la probeta cilíndrica.

Figura 3.1 Máquina universal de ensayos mecánicos SHIMADZU Modelo AG-300KNX.

Figura 3.2. Geometría para los ensayos de compresión axial.

Figura 3.3 Esquema representativo de metodología experimental de ensayos de compresión axial.

Figura 3.4. Plan experimental para ensayos de compresión plana.

Figura 3.5. Geometría para ensayos de compresión plana.

Figura 3.6. Equipo WUMSI en la TUBAF.

Figura 3.7. Instalaciones de hornos utilizados en la TUBAF.

Figura 3.8. a) Cilindro b) Dado interior c) Ensamble con termopar.

Figura 3.9. Representación de herramientas y espécimen de ensayos de compresión plana.

Figura 3.10. Esquema experimental para pruebas de dos golpes en compresión plana.

Figura 3.11. Esquema experimental para pruebas de un golpe en compresión plana.

Figura 3.12 Extensión lateral del espécimen de compresión plana.

Figura 3.13. a) Espesor final del espécimen. b) Ancho final del espécimen.

Figura 3.14. Esquema de variables para la corrección de origen.

Figura 3.15. Secciones estudiadas de a) Especímen compresión axial. b) Especímen compresión plana.

Figura 3.16. Microscopio óptico y analizador de imágenes.

Fig.3.17. Patrón de prueba para el conteo de granos por el método de intercepción.

Figura 4.1. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 700°C.

Figura 4.2 Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 800°C.

Figura 4.3. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 900°C.

Figura 4.4 Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 1000°C.

Figura 4.5 Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 1% Si a 1100°C.

Figura 4.6. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras A1-A5) de compresión axial de 1% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.005s^{-1}

Figura 4.7. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras A6-A10) de compresión axial de 1% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.05s^{-1} .

Figura 4.8. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras A11-A15) de compresión axial de 1% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.5s^{-1}

Figura 4.9 Metalografías de aleaciones Fe-Si con 1% de Si, (a) 700°C (b) 900°C (c) 1100°C.

Figura 4.10 Tamaño de grano para ensayos de compresión axial (1%Si).

Figura 4.11. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 1% de Si.

Figura 4.12. Curvas de fluencia de compresión plana a 1000°C de aleaciones con 1% de Si.

Figura 4.13. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 1% de Si

Figura 4.14. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 1% Si con $\dot{\epsilon} = 0.1\text{s}^{-1}$

Figura 4.15. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 1% Si con $\dot{\epsilon} = 1\text{s}^{-1}$

Figura 4.16. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 1% Si con $\dot{\epsilon} = 10\text{s}^{-1}$

Figura 4.17. Micrografías en MO de compresión plana (1 impacto) con 1% Si y velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) a) 0.1s^{-1} , b) 1s^{-1} , c) 10s^{-1} .

Figura 4.18 Tamaño de grano para ensayos de compresión plana un impacto (1%Si).

Figura 4.19 Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 1% de Si a modalidad de dos impactos.

Figura 4.20. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 1% de Si a modalidad de dos impactos.

Figura 4.21 Micrografías en MO de compresión plana (2 impactos) con 1% de silicio con intervalos de tiempo de a) 50 s, b) 500 s, c) 5000 s.

Figura 4.22 Tamaño de grano para ensayos de compresión plana dos impactos (1%Si).

Figura 4.23 Fracción de restauración para ensayos de compresión plana dos impactos (1%Si).

Figura 4.24. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 700°C.

Figura 4.25. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 800°C.

Figura 4.26. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 900°C.

Figura 4.27. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 1000°C.

Figura 4.28. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 2% Si a 1100°C.

Figura 4.29. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras B1-B5) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de $0.005s^{-1}$

Figura 4.30. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras B6-B10) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.05s^{-1}

Figura 4.31. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras B11-B15) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.5s^{-1}

Figura 4.32 Micrografías en MO con 2% de silicio con temperaturas de prueba de a) 700°C , b) 900°C , c) 1100°C a $\dot{\epsilon} = 0.05\text{s}^{-1}$.

Figura 4.33 Tamaño de grano para ensayos de compresión axial (2%Si).

Figura 4.34. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 2% de Si.

Figura 4.35. Curvas de fluencia de compresión plana a 1000°C de aleaciones con 2% de Si.

Figura 4.36. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 2% de Si.

Figura 4.37. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 2% Si con $\dot{\epsilon} = 0.1\text{ s}^{-1}$

Figura 4.38. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 2% Si con $\dot{\epsilon} = 1\text{ s}^{-1}$

Figura 4.39. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 2% Si con $\dot{\epsilon} = 10\text{ s}^{-1}$

Figura 4.40. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 2% de Si a modalidad de dos impactos.

Figura 4.41. Curvas de fluencia de compresión plan a 1100°C de aleaciones con 2% de Si a modalidad de dos impactos.

Figura 4.42. Fracción de restauración para los ensayos de compresión plana dos impactos (2%Si)

Figura 4.43 Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 700°C.

Figura 4.44. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 800°C.

Figura 4.45. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 900°C.

Figura 4.46. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 1000°C.

Figura 4.47. Curvas de fluencia de compresión axial para aleaciones con 3% Si a 1100°C.

Figura 4.48. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras C1-C5) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.005s⁻¹

Figura 4.49. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras C6-C10) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.05s⁻¹

Figura 4.50. Esfuerzos promedio para ensayos (muestras C11-C15) de compresión axial de 2% Si con $\dot{\epsilon}$ de 0.5s⁻¹

Figura 4.51. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 3% de Si.

Figura 4.52. Curvas de fluencia de compresión plana a 1000°C de aleaciones con 3% de Si.

Figura 4.53. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 3% de Si.

Figura 4.54. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 3% Si con $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ s}^{-1}$

Figura 4.55. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 3% Si con $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$

Figura 4.56. Esfuerzos medio para ensayos de compresión plana de 3% Si con $\dot{\epsilon} = 10 \text{ s}^{-1}$

Figura 4.57. Curvas de fluencia de compresión plana a 900°C de aleaciones con 3% de Si a modalidad de dos impactos

Figura 4.58. Curvas de fluencia de compresión plana a 1100°C de aleaciones con 3% de Si a modalidad de dos impactos

Figura 4.59. Fracción de restauración para los ensayos de compresión plana dos impactos (3%Si)

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Nathaly Lizzy López Treviño

Candidata al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales

Tesis: “Estudio de las propiedades mecánicas de aleaciones binarias Fe-Si”

La ingeniera Nathaly López nació en la ciudad de Monterrey, Nuevo León un buen 27 de Enero de 1987. Es hija del señor David López Tiscareño y la señora Victoria Treviño Lozano. Cursó sus estudios de Licenciatura en la Universidad Autónoma de Nuevo León en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y obtuvo el grado de Ingeniero en Manufactura en el año 2008. En el año 2010 ingresó al Programa Doctoral en Ingeniería Mecánica de la Facultad de Ingeniería Mecánica de la UANL.

La ingeniera Nathaly López ha ejercido su carrera en la industria productora de electrodomésticos y herrajes, principalmente en el departamento de diseño del producto. Realizó una estancia en el estado de Sajonia, Alemania en la Universidad Técnica de Minas de Freiberg para la investigación de la presente tesis.